

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À
L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

COMME EXIGENCE PARTIELLE
À L'OBTENTION DE LA MAÎTRISE EN GÉNIE
M.Ing.

PAR
ALEXANDRE SZYMANSKI

ÉTABLISSEMENT D'UNE MÉTHODE DE MESURE RAPIDE DE LA
RÉSISTANCE EN FATIGUE-CORROSION D'ACIERS DE CONSTRUCTION

MONTREAL, LE 12 MARS 2007

(c) droits réservés de Alexandre Szymanski

CE MÉMOIRE SERA ÉVALUÉ
PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Jacques Masounave, directeur de mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure de Montréal

M. Victor Songmené, président du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure de Montréal

M. Marek Balazinski, membre du jury
Département de génie mécanique à l'École Polytechnique de Montréal

À FAIT L'OBJET D'UNE PRÉSENTATION DEVANT JURY ET PUBLIC
À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

ÉTABLISSEMENT D'UNE MÉTHODE DE MESURE RAPIDE DE LA RÉSISTANCE EN FATIGUE-CORROSION D'ACIERS DE CONSTRUCTION

Alexandre Szymanski

SOMMAIRE

L'utilisation contraignante des tests de fatigue prescrits dans les normes ASTM ralentit le plus souvent l'obtention des résultats qui sont nécessaires pour la vérification des propriétés en fatigue des matériaux.

Pour palier à cette difficulté d'obtention rapide de résultat, nous proposons la mise en place d'une méthode de mesure permettant de retrouver la résistance en fatigue et en fatigue-corrosion des matériaux. Dans cette étude, il nous a été confié 3 différents matériaux que nous allons caractériser afin d'obtenir un classement de leur résistance les uns par rapport aux autres. Cette méthode comprend l'utilisation d'essais de fatigue en flexion rotative qui permet de faire cycliser un grand nombre d'éprouvettes (dans l'étude un maximum de 10) simultanément, sans pour autant nécessiter l'utilisation d'une machine surdimensionnée et dispendieuse.

L'obtention de résultats de déflexion en fonction du temps nous permet après calcul de tracer les courbes d'endurance des différents aciers. Nous proposons aussi une méthode de calcul simplifiée permettant de calculer la vitesse de propagation de la fissure (da/dN) en fonction de ΔK . Ces résultats nous ont entraîné dans une importante discussion sur les effets du rapport des contraintes R , ou du chargement en mode mixte afin d'expliquer les différences que l'on constate entre les résultats obtenus et ceux de la littérature. Nous avons ainsi pu proposer une loi générale de l'effet de R sur la vitesse de propagation des fissures dans les matériaux en tenant compte d'effet géométrique mais aussi des propriétés intrinsèques des matériaux soumis à une sollicitation cyclique.

Finalement nous proposons un classement des 3 aciers étudiés, en nous basant sur les différents critères que nous avons pu calculer à partir de notre mesure. La conclusion qui en découle est une résistance plus faible pour l'un des aciers par rapport aux deux autres.

A NEW METHOD OF MEASUREMENT OF RESISTANCE ON FATIGUE-CORROSION FOR CONSTRUCTION STEEL

Alexandre Szymanski

ABSTRACT

It's difficult to follow the ASTM standard in some case such as fatigue test. That gives us an idea to elaborate a fast and a low cost measurement method of resistance on fatigue and on fatigue-corrosion for metals.

We use a rotating bending test that can test more than one specimen simultaneously in order to obtain more results in less time. We controled the stress and the atmosphere around our specimen and we measured the deflexion versus time.

Hence, we proposed a method to calculate and then plot the S-N curves and also the crack growth rate (da/dN).

There are some differences between our experimental results and literature, that is why we must discuss the effect of stress ratio or mixed mode sollicitation at the crack growth rate. Finally, we suggest a relation that considers the geometric effect of a different stress ratio, the modification of materials properties on cyclic sollicitation as well.

We also conclude with a rating between our three steels and we can observe that one of them has a lowest resistance than the two others.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier en tout premier lieu M. Jacques Masounave, mon directeur de mémoire à l'ÉTS, sans qui rien n'aurait été possible. Son aide, ses conseils et ses encouragements m'ont soutenu tout au long de ce travail.

Je remercie également M. Jean-Guy Gagnon, qui m'a aidé à travailler dans son laboratoire et a toujours été présent lorsque j'avais besoin de lui. Il a aussi participé activement à la conception, la fabrication et la maintenance de la machine de test.

Je tiens beaucoup à remercier le professeur Balazinski qui, malgré une grande charge de travail, a accepté de participer au jury et de me faire l'honneur de lire ce travail. Je remercie aussi MM. Martin Viens et Victor Songmené, professeurs de l'ÉTS, qui m'ont permis de travailler avec eux au cours de mes années à l'ÉTS. Leurs soutiens et la facilité avec laquelle ils m'ont permis de communiquer avec eux m'ont beaucoup encouragé, tout en me permettant de progresser dans mes études.

Enfin, je souhaite aussi remercier le Ministère des Transport du Québec et particulièrement M. Donald Villeneuve, pour la confiance qu'il a placé dans l'ÉTS en nous permettant de réaliser cette étude.

J'aimerais dédier ce travail à mes parents qui m'ont fait confiance et qui m'ont soutenu tout au long de ces années d'études, tout particulièrement lorsque je suis parti à Montréal. Quelques mots ne suffiront pas à exprimer tout ce que je leur dois, alors simplement, merci.

TABLE DES MATIÈRES

SOMMAIRE	iii
ABSTRACT	iv
REMERCIEMENTS.....	v
TABLE DES MATIÈRES	vii
LISTE DES TABLEAUX.....	x
LISTE DES FIGURES	xi
LISTE DES ABRÉVIATIONS ET SIGLES	xv
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 GÉNÉRALITÉS SUR LE PHÉNOMÈNE DE FATIGUE ET REVUE DE LA LITTÉRATURE.....	2
1.1 Phénomène de fatigue	2
1.2 Étude de l'endommagement par fatigue.....	3
1.3 Présentation des résultats de fatigue.....	4
1.4 Observation du phénomène de fissuration par fatigue [6]	6
1.5 Lois décrivant la vitesse de propagation de la fissure.....	8
1.5.1 Effet de la géométrie de l'éprouvette.....	8
1.5.2 Diverses méthodes de tests	9
1.5.3 Effet du rapport des contraintes R	14
1.5.4 Le concept de K_{op}	17
1.5.5 Effet de K_{Max}	20
1.5.6 Effet de l'écrouissage	22
1.5.7 Mode de chargement complexe.....	26
1.6 Justification de l'étude	29
CHAPITRE 2 DESCRIPTION DU MODE OPÉRATOIRE	31
2.1 Géométrie de l'éprouvette.....	31
2.2 Aciers étudiés	32
2.3 Entaille mécanique	33
2.4 Dispositif d'entraînement.....	35
2.5 Corrosion.....	36
2.6 Mesure du déplacement.....	37
2.6.1 Acquisition.....	37
2.6.2 Calibration	38
2.6.3 Étalonnage	40

CHAPITRE 3 TRAITEMENT DES DONNÉES	42
3.1 Courbe de Wöhler (courbe S-N)	42
3.2 Calcul de la vitesse de propagation (loi de Paris)	43
CHAPITRE 4 ANALYSE DES RÉSULTATS	47
4.1 Analyse de la courbe de Wöhler	47
4.2 Analyse des courbes de vitesse de propagation de fissure	48
4.3 Étude de la fractographie	51
4.3.1 Microscopie optique	51
4.3.2 Fractographie au microscope électronique à balayage (MEB)	53
4.4 Étude métallographique	58
CHAPITRE 5 DISCUSSION	65
5.1 Vitesse de propagation de la fissure	65
5.2 Analyse de la striation	70
5.3 Mode complexe de chargement	73
5.4 Calcul du facteur d'intensité de contrainte K	74
5.5 Influence du rapport R	81
5.5.1 Concept d'ouverture/fermeture	81
5.5.2 Concept de plastification et rugosité	83
5.5.3 Effet de consolidation ou d'adoucissement cyclique	84
5.5.4 Modélisation de la fatigue	87
5.6 Durée de vie (S-N)	88
5.6.1 Durée de vie totale	88
5.6.2 Durée de vie en propagation	91
5.6.3 Comparaison de la durée de vie en initiation : corrosion	92
5.7 Classement des aciers étudiés	95
CONCLUSION	97
ANNEXE 1 PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES ACIERS DE L'ÉTUDE	99
ANNEXE 2 SCHÉMA LOGICIEL DE RÉCUPÉRATION DES DONNÉES	101
ANNEXE 3 EXEMPLE DE COURBE DE VITESSE DE PROPAGATION	103
ANNEXE 4 FRACTOGRAPHIE MEB	105
ANNEXE 5 COMPOSITION DES ACIERS DE L'ÉTUDE	107
ANNEXE 6 DIFFÉRENTS MODES DE SOLLICITATION	111
ANNEXE 7 FRACTOGRAPHIES OPTIQUES	113
ANNEXE 8 ENSEMBLE DES RÉSULTATS DE DURÉE DE VIE	120

Compilation des graphes pour les 3 aciers, sous différentes charges, avec ou sans Corrosion.....	123
ANNEXE 9 PRÉSENTATION GRAPHIQUE DES DURÉES DE VIE.....	131
ANNEXE 10 COMPILATION DES LOIS DE VITESSE DE PROPAGATION [9].....	136
ANNEXE 11 LOI DE VITESSE DE PROPAGATION : ENSEMBLE DES RÉSULTATS	140
BIBLIOGRAPHIE	146

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I	50
Tableau II	67
Tableau III.....	80

LISTE DES FIGURES

Figure 1	Exemple de courbe de Wöhler d'un acier [2]	4
Figure 2	Domaines et types de fatigues sur la courbe de Wöhler [2].....	5
Figure 3	Nature statistique des résultats de fatigue [2].....	6
Figure 4	Effet de bord dans les éprouvette CT	11
Figure 5	Représentations géométriques d'une fissure semi-elliptique [11]	12
Figure 6	Comparaison de taux de croissance des fissures selon les modèles de Shiratori et Raju et Newman [11].....	14
Figure 7	Schéma présentant l'évolution des courbes de vitesse de propagation en fonction des R croissants	16
Figure 8	Schéma de l'influence de la corrosion sur les courbes de vitesse de propagation de fissure	17
Figure 9	Évolution du ΔK_{eff} en fonction de la valeur de R	18
Figure 10	Vitesse de propagation dans un acier Ck45 pour R=0,7 et R=-2 [24] ...	19
Figure 11	Vitesse de propagation pour différent R, acier JIS SM50B [25]	21
Figure 12	Vitesse de propagation pour R=0 et R=-1 de l'acier Ck45 [30]	23
Figure 13	Évolution de Pop suivant la charge appliquée sur l'acier Ck45 [30].....	24
Figure 14	Durcissement cyclique du Ck45 [27]	25
Figure 15	Présentation d'un métal cycliquement neutre, le 7175 [27]	25
Figure 16	Modes de sollicitation [2].....	27
Figure 17	Présentation des modes de sollicitation possibles sur la section contrainte des éprouvettes de flexion rotative.....	28
Figure 18	Schéma d'une éprouvette normalisée [2]	31
Figure 19	Photo d'une des éprouvettes normalisées utilisées	31
Figure 20	Propriétés mécaniques des aciers étudiés.....	32
Figure 21	Schéma d'éprouvette entaillée et taille de l'entaille.....	33
Figure 22	Présentation de l'étape de création de l'entaille mécanique	34

Figure 23	Schématisation de l'étape de création de l'entaille	35
Figure 24	Schéma du montage	36
Figure 25	Brumisateur diffusant le brouillard salin à la température de l'ambient	37
Figure 26	Capteur de position en demi-pont de Wheatstone.....	38
Figure 27	Schéma simplifié du montage expérimental	39
Figure 28	Courbe de déflexion en fonction de N	39
Figure 29	Caractéristiques de la courbe de déflexion en fonction de N	40
Figure 30	Obtention du nombre de cycles de propagation	41
Figure 31	Représentation de la taille de la fissure « a » en fonction du rayon de l'éprouvette.....	43
Figure 32	Courbe représentant la taille de la fissure « a » (calculée à l'aide de la relation 3.5) en fonction du nombre de cycles « N » pour des valeurs calculées	44
Figure 33	Exemple de courbe obtenue après collecte des résultats de flexion et calcul par les relations 3.5 et 3.7, pour un échantillon d'acier B soumis à une contrainte de 318 MPa.....	45
Figure 34	Démonstration schématique de l'obtention de $d\delta/dN$	46
Figure 35	Courbe de Wöhler pour les 3 aciers étudiés	47
Figure 36	Courbe de propagation obtenue à partir du déplacement mesuré δ	48
Figure 37	Courbe de propagation obtenue à partir de la mesure des stries de fatigue observées au Microscope Electronique à Balayage (MEB).	49
Figure 38	Vitesse de propagation pour les aciers B et W	49
Figure 39	Exemple de prise de vue à la binoculaire d'une éprouvette rompue n'ayant pas été entaillée au préalable (acier B, charge moyenne, sans corrosion).....	51
Figure 40	Éprouvettes entaillées d'acier B x15.5 pour une charge de 404 MPa (à gauche), et d'acier A x15.5 pour une charge de 404 MPa (à droite).....	52
Figure 41	A36 sous une charge importante et fréquence de sollicitation de 30 Hz	53

Figure 42	Acier B corrodé, observé au MEB au grossissement x6500 (gauche) et x65 (droite).....	53
Figure 43	Fractographie de l'acier A ($\sigma = 410$ MPa) à 1200X proche de la zone de rupture brutale, très fort matage	54
Figure 44	Fractographie de l'acier A à 1000X ($\sigma = 410$ MPa), présentant l'allure générale de la propagation de la fissure à travers la microstructure de l'échantillon	55
Figure 45	Zoom sur les cupules indiquant une zone de ferrite.....	55
Figure 46	Fractographie de l'acier A à 3000X présentant les "pseudo stries" provoquées par de la micro extrusion.....	56
Figure 47	Fractographie de l'acier A à 12000X, apparition des stries de fatigues d'environ 0.3 microns	57
Figure 48	Microstructures des aciers étudiés X 100 et attaqué au Nital, a) acier A, b) acier B et c) acier W.....	59
Figure 49	Microstructure de l'acier B au MEB à 800x.....	60
Figure 50	Inclusion de MnS	61
Figure 51	Microstructure de l'acier A à 80x : Orientation de la structure	61
Figure 52	Microstructure de l'acier A à 800x	62
Figure 53	Schéma présentant la coupe longitudinale étudiée de la micrographie suivante Figure 54	63
Figure 54	Propagation de la fissure dans la perlite, acier B à 1200x.....	63
Figure 55	Cumul des résultats des 3 aciers, avec ou sans NaCl.....	65
Figure 56	Comparaison des vitesses de propagation [1].	66
Figure 57	Comparaison des résultats obtenus avec la littérature.....	69
Figure 58	Schéma de présentation des stries de fatigue	70
Figure 59	Vitesse de propagation obtenue grâce à la mesure des striations.....	71
Figure 60	Vitesses de propagation pour les aciers B et W	71
Figure 61	Comparaison entre les vitesses de propagation microscopique et macroscopique.....	72

Figure 62	Vitesses de propagation micro et macroscopique [2].....	73
Figure 64	Facteur de forme F [5].....	75
Figure 65	Mesure de la taille de la fissure, a_c , au moment de la rupture.....	77
Figure 66	Fractographie d'une rupture centrée acier A 410 MPa 15x.....	78
Figure 67	Fractographie d'une éprouvette à rupture asymétrique à étudier selon le calcul de Raju et Newman [15]	78
Figure 68	Effet de R croissant sur les courbes de Paris.....	82
Figure 70	Variation de σ_y en fonction de la réponse cyclique du matériau.....	84
Figure 71	Effet de la sollicitation cyclique sur un matériau qui consolide	85
Figure 72	Effet de la sollicitation cyclique sur un matériau qui s'adoucit.....	86
Figure 73	Durée de vie totale sans NaCl	89
Figure 74	Durée de vie totale comprenant l'influence de la corrosion	90
Figure 75	Courbes S-N représentant les nombres de cycles de propagation.....	91
Figure 76	Courbes S-N mettant en évidence les nombres de cycles d'initiation ...	93
Figure 77	Comparaison des durées d'initiation avec ou sans NaCl.....	94
Figure 78	Classement relatif des aciers étudiés selon les critères de l'étude	96

LISTE DES ABRÉVIATIONS ET SIGLES

α :	facteur de proportionnalité dans le calcul de r
δ :	la déflexion de l'échantillon
δ_0 :	la déflexion moyenne mesurée
σ :	la charge appliquée
σ_E :	limite élastique d'un matériau
σ_R :	limite à la rupture d'un matériau
a :	la longueur de la fissure
C :	la distance entre l'axe neutre et la fibre la plus sollicitée
Cr :	pour l'élément d'addition Chrome (Cr)
Cu :	pour l'élément d'addition Cuivre (Cu)
E :	le module d'Young de l'acier
Hz :	Hertz, unité de mesure de la fréquence
I :	le moment d'inertie
K :	le facteur d'intensité de contrainte
K_s	la valeur de seuil
K_{IC} :	la ténacité du matériau
L_1 :	la distance entre le point où la charge est appliquée et la zone de fissuration
M :	le moment de flexion
N :	le nombre de cycles à la rupture
N_i :	le nombre de cycles de l'initiation estimé
N_p :	le nombre de cycles de propagation estimé
P :	la charge appliquée en Newton
r :	le rayon de la zone plastique
R :	rapport des contraintes
R_2 :	rayon de l'échantillon
V :	pour l'élément d'addition Vanadium (V)

INTRODUCTION

Cette recherche, sur la résistance à la fissuration d'aciers utilisés dans les structures métalliques, en vue de prédire l'espérance de vie de structures métalliques, fait suite à un travail effectué il y a 3 ans [1]. La précédente étude portait principalement sur le seuil de propagation et la propagation à haute fréquence (30 Hz). Pour mettre en évidence l'effet de la corrosion, il est nécessaire de baisser la fréquence (voir annexes du rapport précédent).

Nous souhaitons classer trois aciers, que nous nommerons A,B et W, du point de vue de l'initiation de la fissure à partir de défauts, de la propagation de cette fissure, de la rupture finale et cela en fonction ou non de la présence d'une ambiance de corrosion. Afin de se placer dans le cas le plus défavorable, les éprouvettes sont entaillées de manière mécanique. Dans les situations réelles, il existe des défauts de surface qui proviennent de l'usinage, de soudures, de défauts de corrosion, qui entraînent une concentration de contrainte. Les éprouvettes classiques utilisées pour les essais de fatigue ont donc été modifiées par l'ajout d'une entaille mécanique qui joue le rôle de concentrateur de contrainte. Enfin dans le but de réduire le temps d'expérience, nous avons dessiné, construit et testé une machine d'essais capable d'analyser 10 échantillons simultanément. Rappelons que le système d'analyse des données a été conçu et testé à l'ÉTS afin d'obtenir le plus d'informations pertinentes de chaque éprouvette rompue.

Ce mémoire se compose tout d'abord d'une revue de la littérature servant à faire le point sur l'état de la recherche dans le domaine de la fatigue, on trouve ensuite les chapitres 2 et 3 qui regroupe la description expérimentale et les résultats obtenus. Finalement dans les chapitres 4 et 5, nous découvrons les résultats après le traitement des données et la discussion que l'on peut faire au sujet des aciers étudiés en fonction de leur mode de rupture, la vitesse de propagation des fissures et des temps de vie de chacun de ces aciers.

CHAPITRE 1

GÉNÉRALITÉS SUR LE PHÉNOMÈNE DE FATIGUE ET REVUE DE LA LITTÉRATURE

1.1 Phénomène de fatigue

Dans un premier temps il est peut être nécessaire de préciser ce qui est appelé « fatigue » des métaux : « On entend par fatigue ou endommagement par fatigue, la modification des propriétés du métal consécutive à des cycles d'efforts, cycles dont la répétition peut conduire à la rupture de la pièce. » [2]

En présence d'efforts périodiques, il est possible de retrouver ce phénomène de fatigue. Cet endommagement est à prendre en compte lors de la conception d'arbre de transmission, de structures métalliques soumises à l'effort du vent ou de pièces vibrantes. Ce phénomène d'endommagement est dangereux car les contraintes appliquées sont relativement faibles, inférieures à la limite d'élasticité σ_E du métal lorsque la vie de la pièce correspond à un grand nombre de cycles. Cet endommagement par fatigue engendre peu de modification apparente de la pièce. La rupture finale est brutale, en fin de vie de la pièce, bien que la fissuration ait été progressive, sans déformation visible. La rupture se produit lorsque la section restante ne peut plus supporter la contrainte appliquée, que la ténacité critique est atteinte.

Un moyen pour prévenir une telle rupture, est d'utiliser régulièrement des tests non destructifs adéquats permettant de repérer les fissures, puis de remplacer ou réparer la pièce avant la rupture. Une autre méthode consiste à réaliser un remplacement préventif sans même réaliser d'inspections.

1.2 Étude de l'endommagement par fatigue

Historiquement, deux approches différentes sont utilisées pour étudier ce phénomène de fatigue :

- la première, mise en place par F. Wöhler dès 1860, se base sur l'expérimentation pour tracer la courbe S-N ou de Wöhler. Cette courbe permettant de connaître, pour un matériau donné et après de multiples essais, la durée de vie d'une pièce en nombre de cycles en fonction du chargement.
- la deuxième, qui apparaît dans les années 70, est liée à l'étude de la mécanique de la rupture. Les bilans énergétiques et les propriétés du matériau servent à prédire la vitesse de propagation de la fissure.

Cazaud [3] montre dans son introduction, comment l'ingénieur des chemins de fer allemand F. Wöhler a mis en place une série de tests pour connaître le nombre de cycles de vie d'une structure. Cette connaissance empirique s'est généralisée et a perduré jusqu'à aujourd'hui car elle permet aux ingénieurs de prédire de façon rapide et assez réaliste la vie d'une pièce soumise à des contraintes répétées. Avec l'apparition dans les années 50 [4] de coefficients reliant l'énergie de création des surfaces à la vitesse de propagation de la fissure, la mécanique de la rupture voit le jour. Dans le but de rendre les structures aéronautiques plus sûres, un certain nombre de chercheurs étudient des moyens de prédire la vie d'une structure en reliant les propriétés mécaniques habituelles (R_e , R_m , $A\%$, ténacité, ...) à la résistance en fatigue. La prédiction de la durée de vie d'une structure nécessite des connaissances particulières sur les propriétés des matériaux. Il faudra attendre les lois dites de Paris pour comprendre et appliquer efficacement le concept du facteur K (facteur d'intensité de contrainte). En essence, le facteur K est calculé par la relation $K = \sigma_{appl} \sqrt{\pi a} \times F$, la difficulté venant essentiellement de la réussite à intégrer un « facteur de forme » F . Beaucoup de géométries sont analysées dans le livre de Tada H., Paris P. C., et Irwin G. R., en 1973 [5].

1.3 Présentation des résultats de fatigue

Les résultats d'essai de fatigue sont généralement reportés sur le diagramme de Wöhler (S-N), chaque point représentant la rupture d'un échantillon.

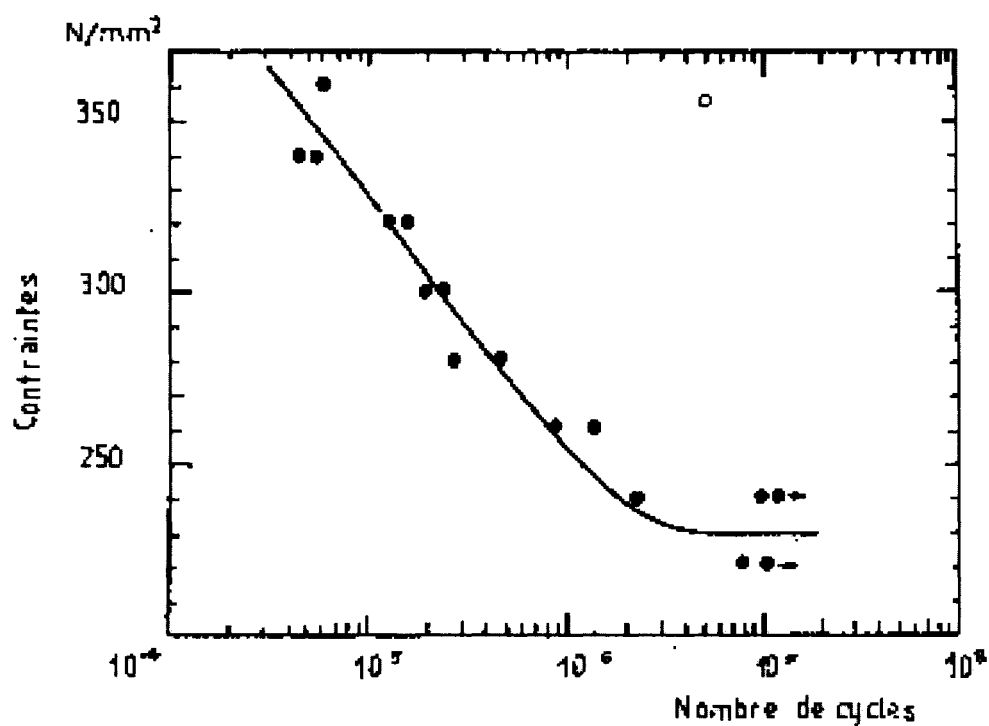


Figure 1 Exemple de courbe de Wöhler d'un acier [2]

Le nombre de cycles à la rupture ou durée de vie de la pièce augmente lorsque la charge, appliquée de façon cyclique, diminue. On constate aussi que pour de l'acier, la courbe tend vers une asymptote, une contrainte σ_D dite contrainte d'endurance en dessous de laquelle l'acier aura une durée de vie infinie.

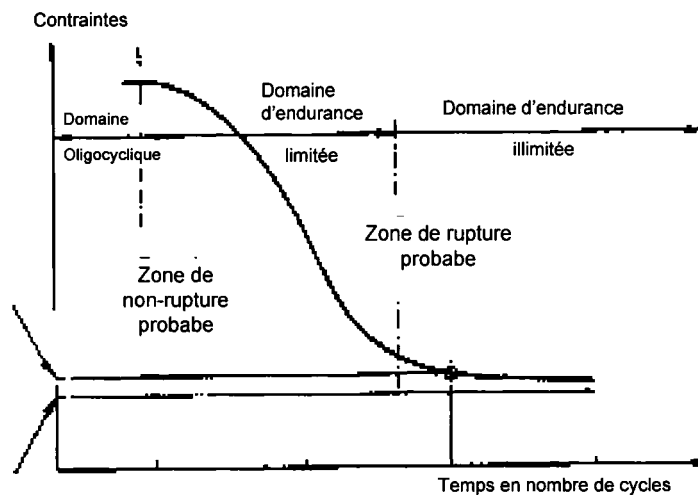


Figure 2 Domaines et types de fatigues sur la courbe de Wöhler [2]

Généralement on distingue :

- la fatigue oligocyclique, où la charge appliquée est supérieure à la limite d'élasticité σ_E du matériau,
- la fatigue à grand nombre de cycles qui se produit malgré l'application d'une contrainte inférieure à σ_E .

Les domaines de l'endurance sont au nombre de trois :

- le domaine oligocyclique, correspondant à la fatigue du même nom et correspond à une durée de vie très limitée puisqu'à chaque cycle le matériau est endommagé plastiquement. Les zones plastiques sont importantes.
- le domaine d'endurance limitée, où il est toujours possible d'observer la rupture de la pièce. La durée de vie augmente lorsque la charge diminue.
- le domaine des temps de vie illimités correspondant au domaine des grands nombres de cycles ($N > 10^6$ cycles) souvent associé à la limite d'endurance. Il est possible de considérer qu'il n'y aura jamais rupture de la pièce (à très haute fréquence, fatigue gigacyclique, une rupture peut se produire pour des contraintes inférieures à σ_D).

La dispersion des résultats d'endurance est importante. Cette dispersion des résultats d'essais de fatigue est aujourd'hui considérée comme un des aspects physiques de la fatigue [2]. La dispersion peut venir d'une multitude de causes qui vont de l'hétérogénéité du matériau étudié, cause interne au matériau, jusqu'aux erreurs expérimentales de préparation des échantillons, d'incertitudes du montage tel que les vibrations.

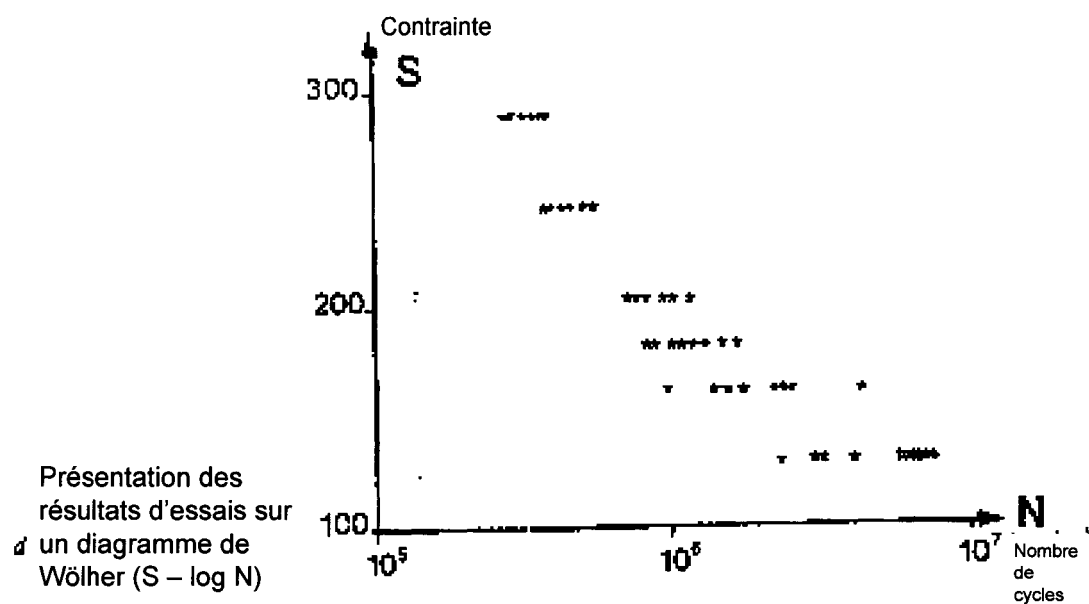


Figure 3 Nature statistique des résultats de fatigue [2]

1.4 Observation du phénomène de fissuration par fatigue [6]

Il existe trois stades au phénomène de fatigue :

- L'amorçage : lorsque la pièce sollicitée ne comporte aucun défaut. Il y a formation de microfissures de surface qui prennent naissance dans les bandes de déformations permanentes.

- Stade I : à partir de l'amorce en surface une fissure se propage formant sensiblement un angle de 45° avec la surface (en mode I de sollicitation, contrainte plane).
- Stade II : ce n'est qu'après ces deux premières étapes que survient la propagation de la fissure perpendiculairement à la direction de la contrainte appliquée. C'est à ce stade que l'on peut voir apparaître des stries de fatigue se former sur la surface.

La prédominance relative de ces stades dans la durée de vie est délicate à déterminer. En effet, cela dépend essentiellement de la pièce elle-même, de son fini de surface, des contraintes résiduelles de surface qui faciliteront ou compliqueront l'initiation des microfissures.

En pointe de fissure, une concentration de contrainte se crée qui provoque le dépassement très localement de la limite d'élasticité, entraînant une plastification locale. La taille de cette zone plastique varie en fonction de la charge appliquée et Rice [2] en a donné, le premier, une expression théorique :

$$r = \alpha \times \left(\frac{K}{R_e} \right)^2 \quad (1.1)$$

où r , le rayon de la zone plastique, K le facteur d'intensité de contrainte dépendant du rayon en fond de fissure, R_e la limite d'élasticité et α , un facteur de proportionnalité qui dépend de l'état des contraintes. Le facteur α prendra deux formes selon que l'on se trouve dans un cas de déformation plane, ou un cas de contraintes planes,

$$\alpha = \frac{1}{6\pi} \text{ ou } \frac{1}{3\pi}.$$

Notons que, à la fermeture de la fissure, dans la deuxième partie du cycle d'application de la contrainte, la formation de cette zone plastique devient plus complexe. Une

double zone plastifiée se crée dont les rayons est $\alpha \left(\frac{K}{2R_e} \right)^2$. La compression joue donc un rôle dans la plastification. Elle a pour effet de multiplier le nombre de dislocations ce qui favorise la propagation de la fissure. Ce phénomène d'accumulation de dislocations est nécessaire pour accommoder le glissement à fond de fissure. Une strie de fatigue peut être créée à chaque cycle. Ces stries sont observables en microscopie et donnent des informations sur la vitesse et l'orientation de la propagation de la fissure.

1.5 Lois décrivant la vitesse de propagation de la fissure

1.5.1 Effet de la géométrie de l'éprouvette

Depuis 1960 et l'établissement de la loi de vitesse de propagation de P. Paris,

$$\frac{da}{dN} = C \times \Delta K^n, \quad (1.2)$$

de nombreuses autres lois ont été écrites qui prennent en compte soit le facteur R du rapport des contraintes, soit la valeur de seuil K_S et la ténacité du matériau K_{IC} .

Pour l'étude qui est présentée ci-dessous, trois expressions distinctes ont été retenues aux fins de comparaison avec les résultats expérimentaux qui seront obtenus.

- Une première relation empirique proposée par G.T. Hahn en 1972 [7] lors de l'étude des aciers :

$$\frac{da}{dN} = B \times \Delta K^3 \quad (1.3)$$

où $B = 5.3 \cdot 10^{-9}$ lorsque les unités sont $mm; MPa\sqrt{m}$

- Une deuxième loi empirique est obtenue par Barsom et Rolfe [8] dans leurs études d'aciers de construction :

$$\frac{da}{dN} = C \times \Delta K^3 \quad (1.4)$$

où $C = 6.9 \cdot 10^{-9}$ pour la limite supérieure et $C = 3.45 \cdot 10^{-9}$ pour la limite inférieure de ces aciers de construction.

- Et finalement une loi plus théorique de Foreman [9] :

$$\frac{da}{dN} = A \frac{\Delta K^n}{(1-R)K_c - \Delta K_s} \quad (1.5)$$

Ces relations ne décrivent que la « région de Paris » c'est-à-dire la région où la relation log-log en fonction de ΔK est linéaire. Elles ne décrivent pas la totalité de la courbe ce qui exclut la région du seuil et de la rupture. Cette remarque sera analysée plus loin (cf. Discussion)

1.5.2 Diverses méthodes de tests

Il y a eu beaucoup de travaux sur le calcul des lois de Paris réalisés à partir de résultats obtenus avec des éprouvettes CT (compact tension) ou MT (Middle Crack Tensile). Tous ces essais ont été normalisés, la plus utilisée de ces normes est probablement la norme ASTM E399 [10]. La grande majorité des résultats sont obtenus pour un rapport

des contraintes $R > 0$, R étant le rapport des contraintes $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$. Quelques travaux

portent sur les valeurs négatives de R toujours avec des éprouvettes CT. Ces quelques travaux portant sur des valeurs négatives de R seront résumés dans les pages suivantes.

Il y a peu, sinon presque pas, de travaux qui portent sur la mesure de la vitesse de

propagation à partir d'essais réalisés à l'aide d'éprouvettes de flexion rotative. Nous avons essentiellement trouvé des études traitant de la résistance à la fatigue d'axes d'essieu de chemin de fer [11, 12].

Ainsi, la majorité des essais de fatigue sont réalisés en suivant les recommandations de la norme ASTM E399. Cette norme préconise l'utilisation des éprouvettes appelées C.T. (Compact Tension Test), et nécessite beaucoup de temps d'expérimentation et de matériel car les exigences de cette norme indiquent que pour éliminer l'effet de bord ou l'influence de la taille des grains du matériau étudié, il faut une éprouvette de grandes dimensions. Cette éprouvette de grande dimension entraîne l'utilisation de machines de fatigue qui sont dispendieuses.

Les essais en flexion rotative ont été définis historiquement par l'ingénieur allemand A. Wöhler qui a donné son nom aux courbes d'endurance qui sont encore utilisées aujourd'hui pour caractériser un matériau en fatigue. Wöhler se préoccupait de la rupture d'essieux de wagons de chemin de fer et la flexion rotative est le test qui reproduit le mieux cet état de contrainte. Dans ce type de test, il n'est plus mention du problème de l'effet de bord puisque la fissure se propage dans un milieu que l'on peut assimiler à un plan semi-infini. L'effet de bord est créé lorsque la fissure s'approche du bord de l'échantillon. Une éprouvette cylindrique permet à la fissure de se propager vers son centre sans cet effet de bord.

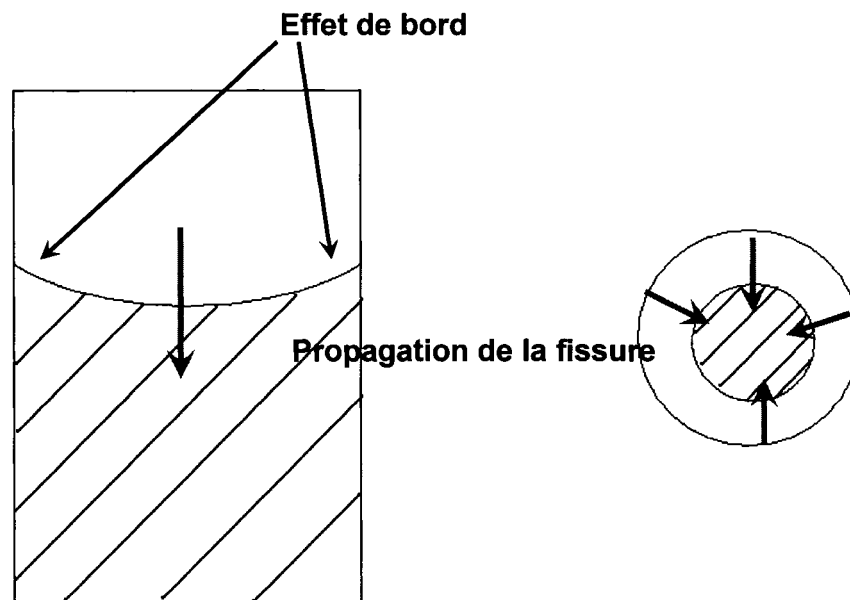


Figure 4 Effet de bord dans les éprouvette CT

Les essais C.T. sont parfois préférés parce que très précis, tandis que les essais plus rapides et moins dispendieux de flexion rotative doivent être utilisés avec plus de prudence. En particulier les effets de plastification deviennent plus importants. La grande différence entre ces 2 catégories de tests vient du rapport $R = \sigma_{\text{Min}}/\sigma_{\text{Max}}$. Lors des essais C.T., on étudie le plus souvent l'effet d'un rapport $R > 0$. Tandis que lors des essais en flexion rotative, le rapport est égal à -1.

De Freitas et François [11] ont analysé la résistance en fatigue d'aciers d'axes d'essieux de chemin de fer (XC38 assimilé à du 1040 amélioré dans la norme AISI). Ils ont calculé la vitesse de propagation d'une fissure elliptique qui se propage dans une éprouvette de flexion rotative.

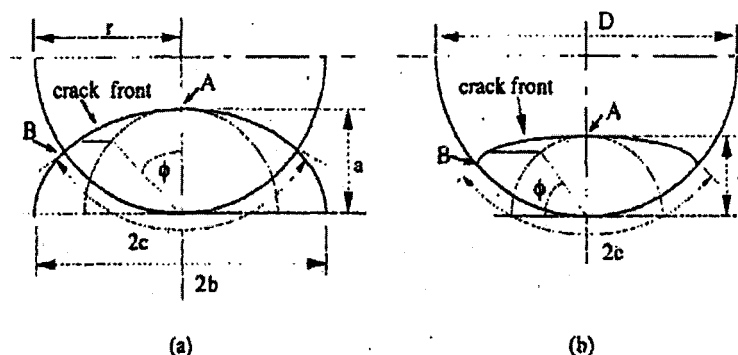


Fig. 4. Semi-elliptical surface crack shape. (a) Shiratori *et al.* model [10]; (b) Raju and Newman model [9].

Figure 5 Représentations géométriques d'une fissure semi-elliptique [11]

La fissure peut être soit semi-elliptique initiée à partir de la surface, ce qui est habituellement le cas pour les échantillons à surface lisse, soit circonférentielle lorsque l'on entaille l'éprouvette afin que la fissure puisse s'initier uniformément sur le pourtour de l'éprouvette. Le facteur d'intensité de contrainte, dans les cas d'une fissure circonférentielle, peut être obtenu de la littérature [13;14]. Par contre, pour une fissure semi-elliptique initiée de la surface, le calcul n'a été réalisé que dans les cas simples de tension et de flexion. Soulignons que l'acier utilisé dans l'étude de De Freitas est du XC 38 (norme française), qui est proche d'un acier 1040 (normes AISI). Ceci nous permet de faire un rapprochement avec les aciers A, B et W que nous étudions.

Raju et Newman [15], ainsi que Shiratori [16], ont proposé des méthodes de calcul, détaillées un peu plus loin, mais qui s'appliquent mal aux éprouvettes de flexion rotative, les études se concentrant surtout sur les cas de chargement uniaxial. De Freitas et al. [11] ont pourtant utilisé ces travaux afin de développer une méthode de calcul permettant de calculer K , pour une éprouvette de fatigue ayant une fissure semi-elliptique. Cette méthode aura son utilité pour environ un tiers de nos éprouvettes qui ont rompu en présentant une fractographie correspondant à la propagation d'une fissure semi-elliptique.

Le calcul de ces auteurs s'appuie sur les travaux de Raju et Newman qui proposent que K soit calculé par la relation suivante :

$$K = \sigma \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F\left(\frac{a}{c}, \frac{a}{D}, \phi\right) \quad (1.6)$$

c , D et ϕ étant des paramètres géométriques de l'ellipse, de l'éprouvette étudiée et de la profondeur de la fissure, « a ». Ils utilisent les travaux de Shiratori qui propose un calcul de K :

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \times F\left(\frac{a}{b}, \frac{a}{r}, \phi\right) \quad (1.7)$$

De Freitas et al. ont donc repris les valeurs de ces deux travaux pour réaliser leur calcul. Ils ont proposé une simplification correspondant à leur géométrie, c'est-à-dire une fissure se propageant de manière semi-elliptique. Ils obtiennent une expression n'utilisant plus que $F(a/r)$, qu'ils donnent par la relation suivante :

$$F(a/r) = 0.63424 - 0.29743(a/r) + 0.07408(a/r)^2 + 0.48717(a/r)^3 \quad (1.8)$$

On constate que certains paramètres ont été éliminés du fait de leur faible variation des longueurs de fissure dans le domaine étudié. Il est ainsi possible de calculer le facteur d'intensité de contrainte K :

$$K = \sigma \times \sqrt{(\pi \times a)} \times F(a/r) \quad (1.9)$$

Dans le calcul proposé par De Freitas et al. (éq. 1.6) le facteur de forme Q peut être assimilé à 1 pour une fissure courte.

Ils vérifient leur prédiction en comparant les vitesses de propagation avec des éprouvettes CCT (Center Crack Tensile) en fixant le rapport $R=-1$ et des éprouvettes de flexion rotative ayant évidemment un rapport $R=-1$. Que ce soit pour les calculs venant de Raju ou de Shiratori, les prédictions sont très acceptables :

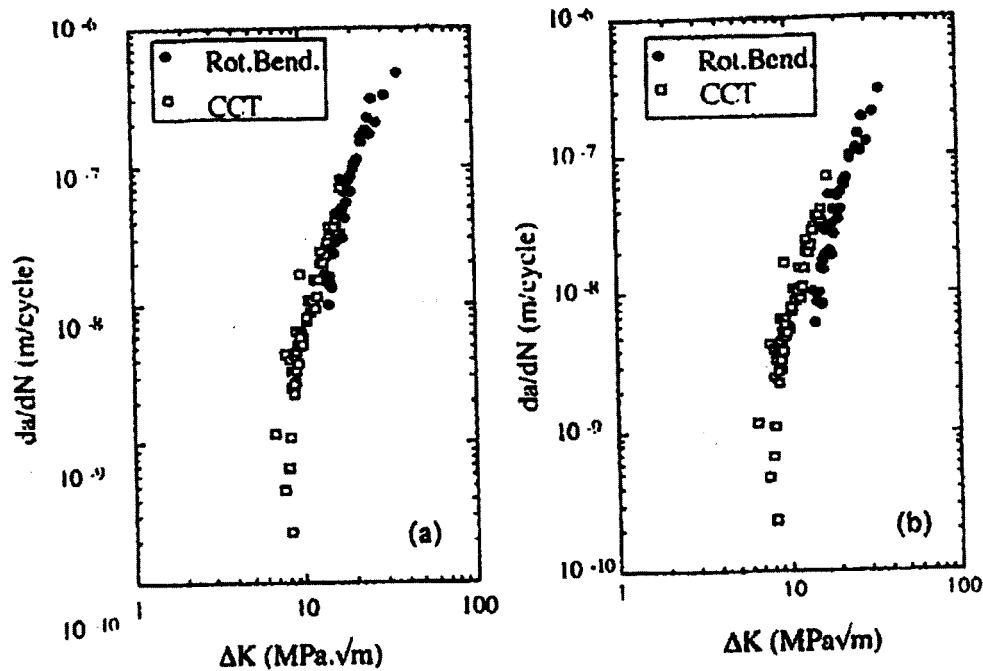


Figure 6 Comparaison de taux de croissance des fissures selon les modèles de Shiratori et Raju et Newman [11]

On peut noter que les 2 modèles utilisés par De Freitas et al. sont assez proches. Seules des différences sur la précision des mesures des dimensions géométriques sont à remarquer.

Ils obtiennent ainsi la relation, $\frac{da}{dN} = 2 \times 10^{-12} \Delta K^{3.5}$ avec da/dN en m et ΔK en $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. On peut remarquer que cette vitesse de propagation est proche des résultats de Barsom [8] ou ceux obtenus dans le précédent rapport écrit par l'ETS ($A = 3,45 \cdot 10^{12}$ et $n=3$). Les deux vitesses de propagation sont proches malgré des aciers sensiblement différents.

1.5.3 Effet du rapport des contraintes R

Plusieurs relations descriptives ont été proposées :

Elber [18 ; 19] produit dès 1970 une première étude sur l'effet de R

$$\frac{da}{dN} = U \times (C \times \Delta K)^n$$

avec $U = 0.5 + 0.4 R$ pour $-0.1 < R < 0.7$ (1.10)

D'autres auteurs ont introduit l'effet de la fermeture de la fissure sur différents matériaux en se basant sur les résultats d'Elber. En 1988, Booth et al. [20] précisent l'influence du paramètre U pour toutes valeurs de R :

$$U = 1 \text{ pour } R < 0$$

$$U = \frac{1}{1 - R} \text{ pour } R > 0 \quad (1.11)$$

On trouve aussi dans les publications du journal « Journal of Pressure Vessel Technology » de 1994, deux articles qui précisent cette théorie. Bloom [21] recommande par exemple que la norme « ASME section XI crack growth rate expression for ferritic steel in air » soit réécrite pour tenir compte du facteur R dans la propagation des fissures dans les aciers ferritiques.

$$\frac{da}{dN} = 1.317 \times 10^{-11} \Delta K_{eff}^{3.07} \quad (1.12)$$

avec

$$\Delta K_{eff} = U \Delta K \quad (1.13)$$

avec l'expression de U

$$U = \frac{1.92}{(2.88 - R)} \text{ pour } R \geq 0 \quad (1.14)$$

et

$$U = \frac{0.6667}{(1 - R)} \text{ pour } R < 0 \quad (1.15)$$

Jones et al. [22], dans un contexte plus large au niveau du matériau, utilisent encore le concept de fermeture :

$$\frac{da}{dN} = CF_R \Delta K^n \quad \text{où} \quad F_R = \left[\frac{1.23}{(1.23 - R)} \right]^n \quad (1.16)$$

L'auteur précise que ces conclusions ne sont applicables que dans le cas d'aciers doux dans l'air.

D'une façon classique, O. Vosikovsky [17] montre que le fait d'accroître R entraîne l'augmentation de la vitesse de propagation et la réduction de la valeur du seuil de propagation des fissures. Ces résultats sont obtenus avec des essais réalisés sur éprouvettes CT et l'on peut les schématiser comme l'indique la **Figure 7**

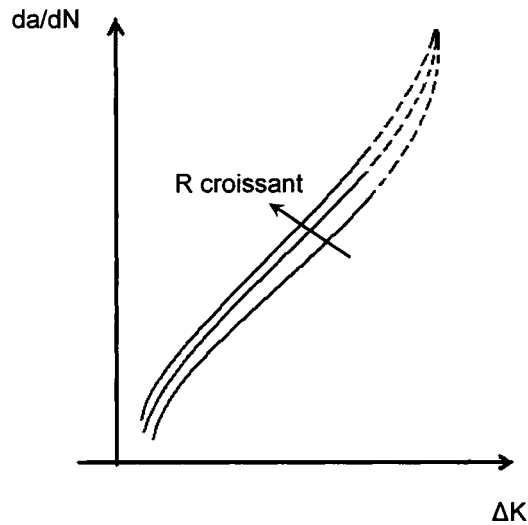


Figure 7 Schéma présentant l'évolution des courbes de vitesse de propagation en fonction des R croissants

Vosikovsky propose dans un de ses travaux [23] une relation du type $\frac{da}{dN} = A(\Delta K + BR)^m$, qui correspond à une translation des droites pour les R croissants (**Figure 7**). Cette description ne correspond pas toujours à la réalité, surtout

pour les cas de corrosion (**Figure 8**) où l'influence de celle-ci s'estompe pour les ΔK importants.

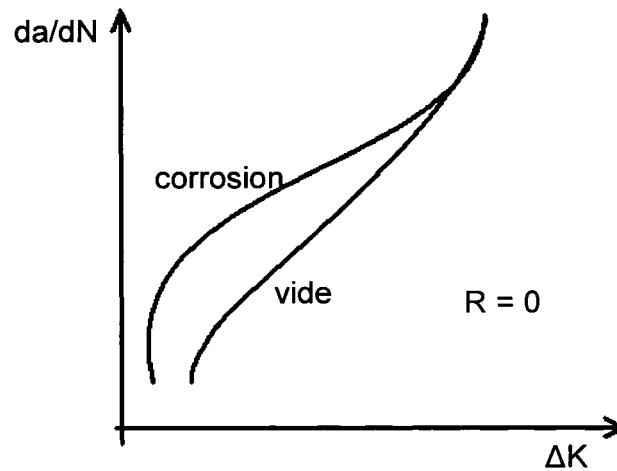


Figure 8 Schéma de l'influence de la corrosion sur les courbes de vitesse de propagation de fissure

1.5.4 Le concept de K_{op}

L'auteur propose aussi de prendre en compte l'effet de R en suivant l'approche de Elber pour les aciers « ordinaires », c'est-à-dire en éliminant l'effet de la partie négative du cycle de sollicitation lorsque R est négatif :

$$\Delta P = P_{\max} - P_{\min} \text{ pour } R > 0 \quad (1.18)$$

$$\Delta P = P_{\max} \text{ pour } R < 0 \quad (1.19)$$

Sous l'influence de la théorie d'Elber, il propose la définition d'un ΔK_{eff} qui se calcule comme la différence entre K_{\max} et un K_{op} qui correspond physiquement au contact des lèvres de la fissure lors de la fermeture de cette dernière.

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{op} \quad (1.20)$$

Pour des R élevés, plus grand que 0.6, $P_{op} = P_{\min}$ (voir **Figure 9**). Ce qui signifie que la fissure est toujours ouverte sans qu'il n'y ait contact des lèvres de la fissure.

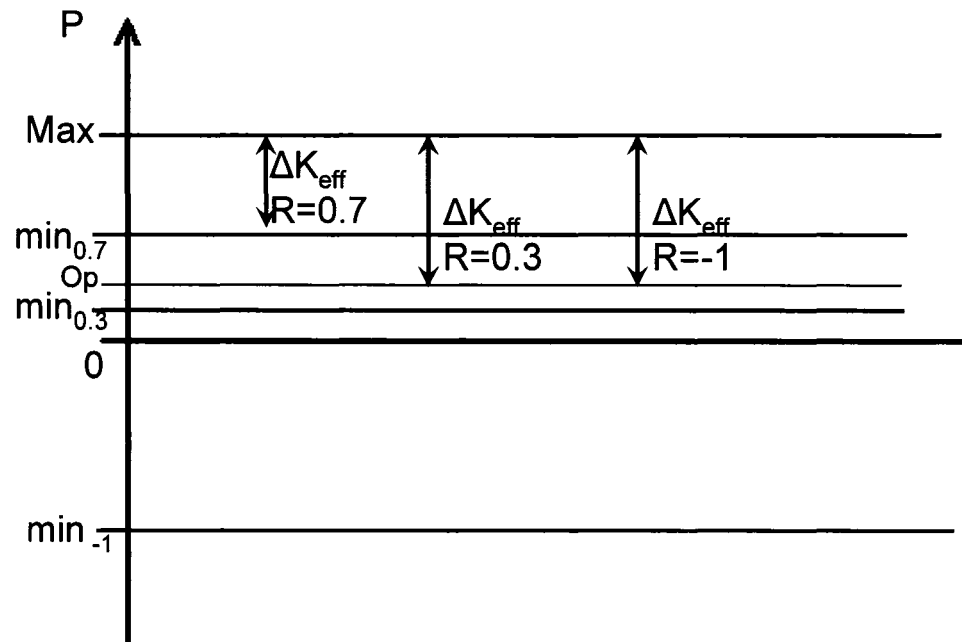


Figure 9 Évolution du ΔK_{eff} en fonction de la valeur de R

Dans cette approche on peut déduire que la partie en compression du cycle n'exerce aucun effet sur la propagation de la fissure, ce qui est vérifié par les résultats de Romeiro et al. [24].

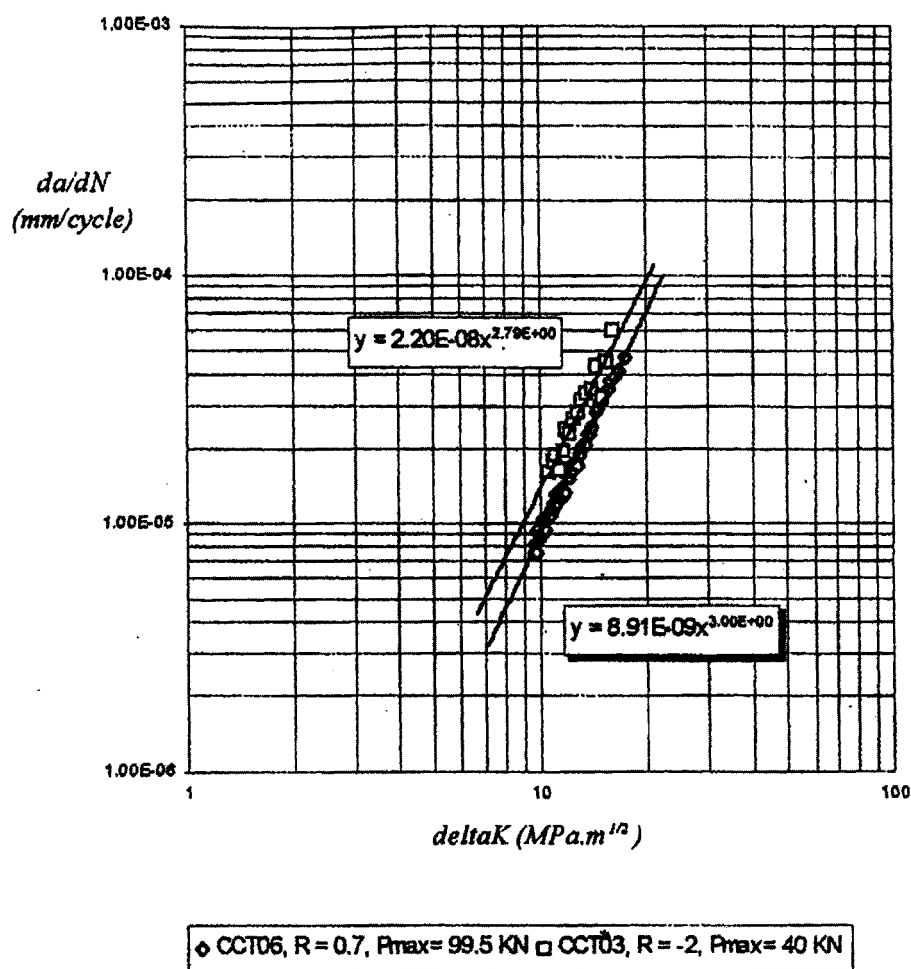


FIG. 3— $da/dN = f(\Delta K)$ for the R = 0.7 and R = -2.

Figure 10 Vitesse de propagation dans un acier Ck45 pour R=0,7 et R=-2 [24]

Il est aussi possible que la compression de la surface de rupture pendant la partie négative du cycle change considérablement l'effet de la rugosité, ce qui a pour impact de réduire l'influence du phénomène d'ouverture. Cette modification de la surface sera aussi vérifiée dans nos expériences. De nombreuses observations au microscope électronique à balayage montrent que des zones excessivement matées sont très présentes. Cela diminue évidemment l'effet du phénomène de fermeture, puisque les surfaces ont une rugosité relativement faible.

On peut en conclure que la rugosité ne semble pas jouer de rôle, que la plasticité semble contrôler totalement la vitesse de propagation même pour les $R < 0$, et que c'est probablement le concept de contraintes résiduelles de compression qui est le plus adapté pour expliquer l'influence de R .

1.5.5 Effet de K_{Max}

Plusieurs travaux, dont celui de Dinda [25], ont montré que la valeur de la vitesse de propagation n'est pas seulement fonction de ΔK_{eff} mais aussi de K_{max} . Il propose que :

- dans la région de Paris (linéaire) U est constant et indépendant de K_{max}
- U diminue lorsque K_{max} tend vers le seuil de propagation ou pour des hautes vitesses de propagation.

Dinda rappelle que l'influence du rapport R ne joue que sur la constante A de la loi de Paris. À partir de ces résultats nous pouvons écrire la loi générale :

$$\frac{da}{dN} = A(R) \times \Delta K^n \quad (1.21)$$

De cette relation on peut classer les lois qui décrivent l'influence de R en 2 groupes : celles qui respectent l'équation ci-dessus et celles qui introduisent des considérations supplémentaires. Ces dernières ne donneront plus des droites parallèles pour diverses valeurs de R , ou l'introduction de la corrosion.

Dinda définit un nouveau paramètre K^* pour tenir compte de l'effet de R :

$$K^* = K_{\text{max}}^\alpha \times \Delta K^{+(1-\alpha)} \quad (1.22)$$

où ΔK^+ correspond à la partie positive de ΔK .

Cette hypothèse suppose que la partie négative du cycle ne contribue pas à la vitesse de propagation, ce qui peut s'interpréter par le fait que le dommage cyclique est associé à ΔK^+ , tandis que la vitesse de propagation est exprimée à l'aide de K_{max} et de ΔK^+ . Ces deux paramètres sont donc nécessaires pour exprimer la vitesse de propagation de la fissure. Cet auteur vérifie que l'équation de K^* est valable pour des valeurs positives et

négatives de R . Il faut souligner que dans ce modèle la valeur de α est obtenue par régression linéaire et doit être comprise comme un paramètre de corrélation plutôt que de tenter de lui attribuer une signification physique.

Insistons sur le fait que la description faite par Dinda s'appuie sur plusieurs hypothèses importantes :

- la vitesse de propagation da/dN dépend de ΔK et K_{max}
- Le champ élastique qui entoure la fissure contrôle la zone plastique
- L'existence de contraintes de tension en tête de la fissure est une condition obligatoire à la propagation de la fissure. Par conséquent, la partie négative du cycle n'interviendrait peut être que pour expliquer la formation complexe de la zone plastique cyclique.

S'appuyant sur ces hypothèses, il propose de calculer $\Delta K = K^* (1 - R)$ en ajoutant le paramètre α (dans K^*). Il peut ainsi expliquer l'influence de R pour un titane Ti6Al4V, un aluminium 7175 et un acier au carbone.

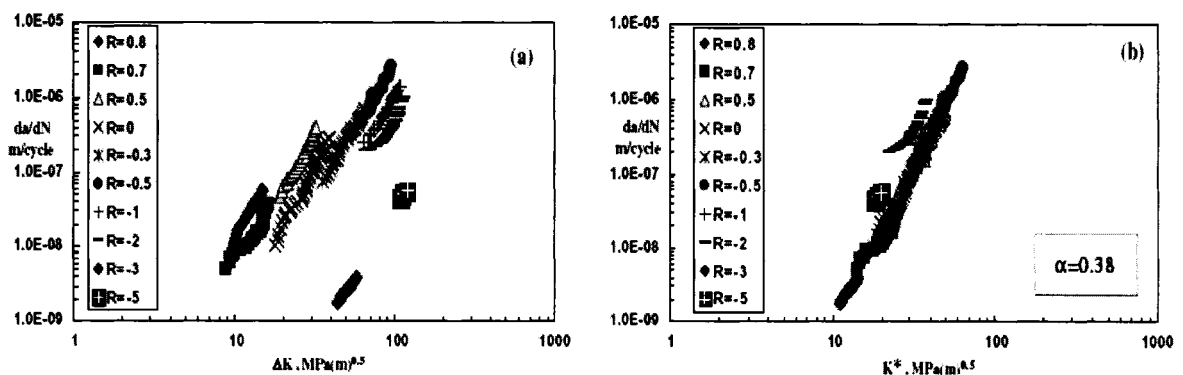


Figure 11 Vitesse de propagation pour différent R , acier JIS SM50B [25]

L'auteur montre ainsi l'utilité de son facteur de corrélation qui lui permet, dans la région de Paris, de rassembler les résultats en une seule et même droite. Il faut aussi considérer que l'auteur vérifie son approche en analysant 35 métaux différents [26], le tout avec une corrélation acceptable. Enfin, on peut aussi souligner que cette approche ne fait pas intervenir la notion d'ouverture.

1.5.6 Effet de l'écroutissage

Silva [27] insiste sur l'importance des 2 phénomènes qui peuvent expliquer la propagation d'une fissure, la plasticité et la rugosité. La notion de fermeture (rugosité) est basée sur ce qui se passe en arrière du front de fissure, tandis que la plasticité est localisée devant le front de fissure.

Pommier [28] analyse les propriétés cycliques qui peuvent jouer un rôle important sur l'effet de fermeture. Par exemple, le durcissement d'un alliage peut modifier fortement la forme et la taille de la zone plastique en introduisant des contraintes résiduelles de compression en arrière du front de plastification. L'analyse est intéressante, mais reste à vérifier sur de nombreux métaux. D'une autre façon, Pommier [33] souligne aussi l'importance de la réponse du matériau et des contraintes résiduelles qui s'établissent en tête de la fissure. Cet auteur insiste sur l'importance de la réponse du matériau en fond de fissure. Dépendant de la réponse cyclique, on peut constater un ralentissement ou une accélération de la propagation pour $R < 0$. Ces 2 approches, ouverture et écroutissage, sont probablement vraies.

Silva signale que des études récentes (Romeiro [24]) mettent en évidence l'effet de R sur l'effet d'ouverture. En particulier, il existe un P_{op} négatif pour des $R < 0$. Pour un super alliage N18, Pommier et al. [29] trouvent le même effet et soulignent encore l'importance de la partie négative du cycle qui augmente l'influence de la plasticité par la création de contraintes résiduelles de compression qui ralentissent la vitesse de

propagation de la fissure. Dans un article plus récent, Silva [30] souligne que la partie négative du cycle peut accroître la vitesse de propagation. Il donne les exemples des travaux de Beevers [31] et de Romeiro [24]. L'influence de la partie négative du cycle est fortement dépendante du type de matériel, c'est-à-dire de ses propriétés cycliques, et donc de l'état des contraintes en tête de la fissure. Un modèle satisfaisant, tenant compte des propriétés du matériau, ne semble pas encore exister à ce jour. Les métaux qui durcissent fortement sous sollicitation cyclique sont sensibles à la partie négative du cycle.

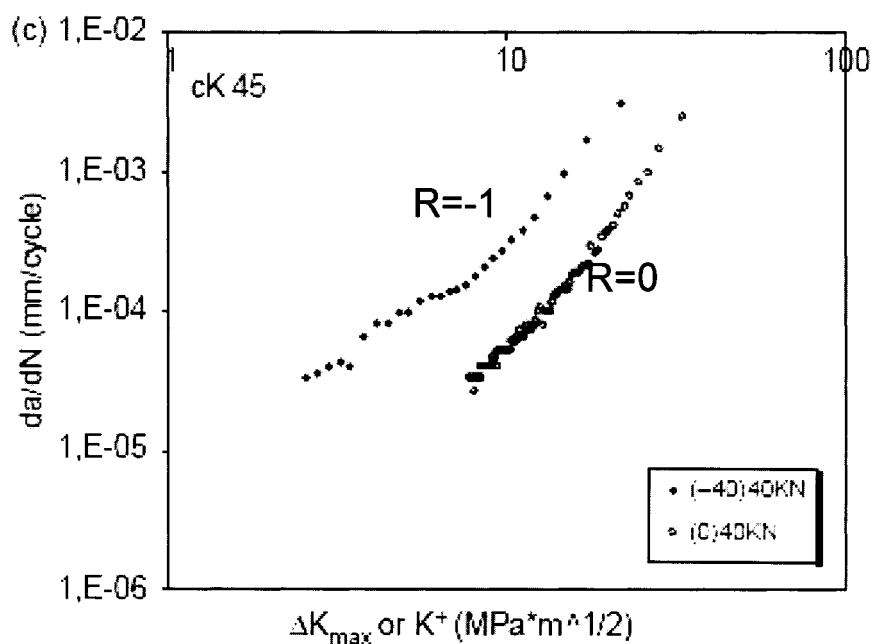


Figure 12 Vitesse de propagation pour $R=0$ et $R=-1$ de l'acier Ck45 [30]

Cela peut s'expliquer par la présence de contraintes résiduelles de compression qui augmentent avec $R < 0$ et qui peuvent entraîner une diminution sensible de P_{op} (voir figure suivante).

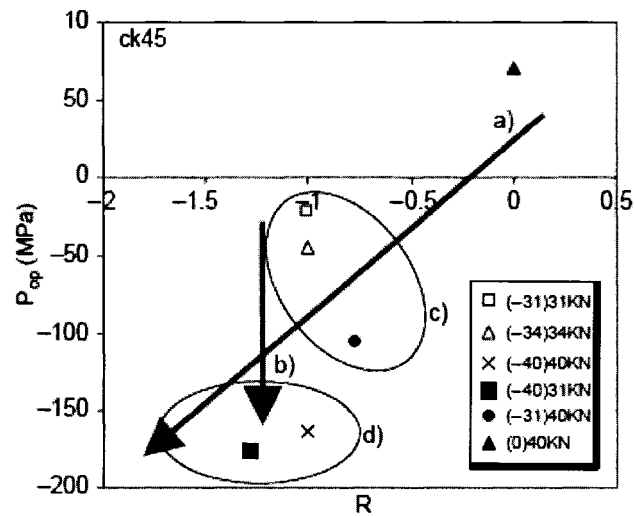


Fig. 9. Crack opening loads of cK 45 alloy for different load conditions.

Figure 13 Évolution de P_{op} suivant la charge appliquée sur l'acier Ck45 [30]

Cette figure montre comment le rapport R peut affecter l'acier Ck45 (1045 dans la normes AISI), en faisant varier la valeur de P_{op} jusqu'à des valeurs négatives pour le cas de $R < 0$.

Un métal qui se durcit cycliquement, tel que le Ck 45 étudié par Silva, a une vitesse de propagation qui dépend de la taille de la zone plastique, c'est-à-dire, pour $R=-1$, de la valeur de l'amplitude du cycle.

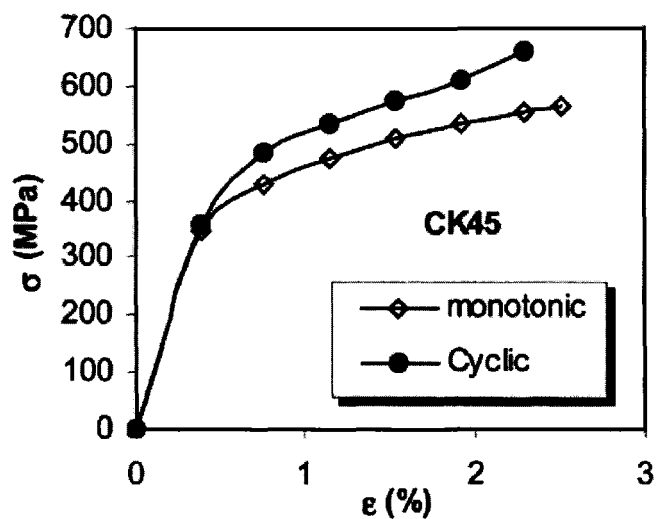


Fig. 14. CK45 alloy—monotonic and cyclic curves.

Figure 14 Durcissement cyclique du Ck45 [27]

À l'opposé, avec un métal cycliquement neutre, la vitesse dépend peu de la valeur maximale de la charge (Figure 15).

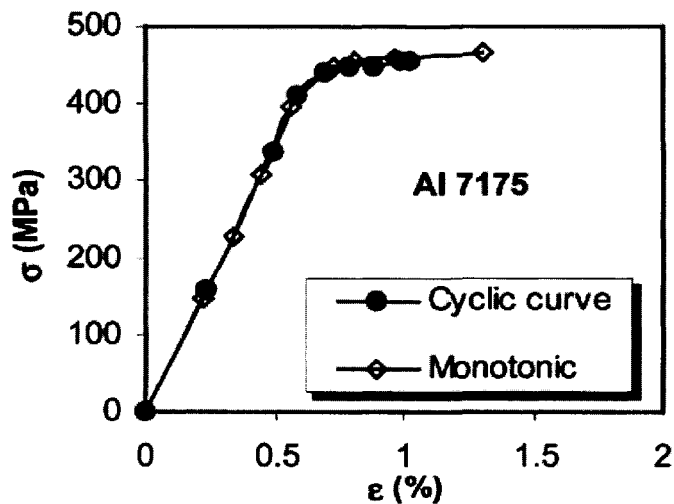


Fig. 12. Al7175 alloy—monotonic and cyclic curves.

Figure 15 Présentation d'un métal cycliquement neutre, le 7175 [27]

Beevers [32] propose un modèle qui insiste sur le rôle de la rugosité sur le phénomène de fermeture. Le facteur K en déformation plane est alors donné par :

$$K = \sqrt{\frac{2}{\pi \times c}} \times \frac{P}{b} \quad (1.23)$$

avec c, la distance du front de fissuration, P, la charge et b, l'épaisseur de l'éprouvette.

En partant de l'étude par éléments finis en 2D d'une aspérité, il montre que la hauteur de l'aspérité, la distance du front et la rugosité de l'aspérité jouent un rôle important dans le phénomène de fermeture. Ce modèle est intéressant, mais il ne tient pas compte des aspects de la plasticité. Cela souligne pourtant l'importance de la nature des surfaces sur le phénomène de fermeture qui contribue à la compréhension de l'évolution de la vitesse de propagation des fissures suivant les valeurs de R.

1.5.7 Mode de chargement complexe

Dans le cas étudié, en flexion rotative donc, un seul essai permet de tracer une courbe. Ceci nous permet de faire à moindre frais la vérification des coefficients de la loi de Paris. Néanmoins, cette conclusion suppose que le mode de sollicitation I soit le mode prédominant face au mode III que l'on retrouve possiblement dans les essais de flexion rotative. Les travaux du professeur Leblond de l'université Pierre et Marie Curie à Paris et du professeur Yates de Newcastle, permettent de simplifier le chargement en mode mixte I/III en un mode I pondéré [34, 40].

La vitesse de propagation de la fissure est plus importante dans le mode I pur que dans les modes III ou I/III. Le maximum de la striation est dû au mode I.

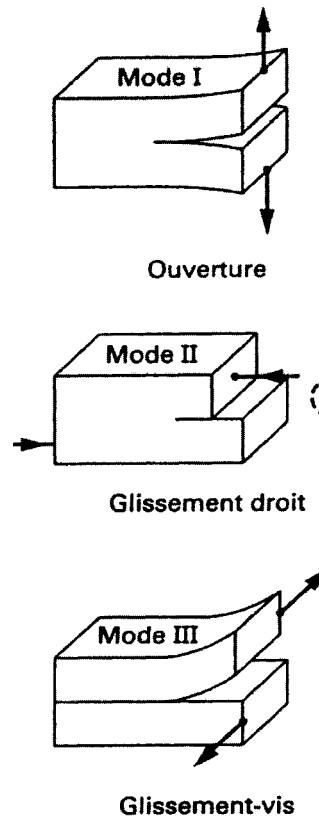


Figure 16 Modes de sollicitation [2]

Si l'on considère la taille de la zone plastique obtenue selon la sollicitation, et d'après l'évaluation de Irwin reprise par la suite par Pook [41], on obtient en mode de sollicitation de déformation plane :

$$R_y = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (\text{Irwin})(1.24)$$

$$R_y = \frac{1}{2\pi\sigma_y} \left[K_I^2 (1-2\nu)^2 + 3(K_{II}^2 + K_{III}^2) \right] \quad (\text{Pook})(1.25)$$

Les échantillons soumis à des tests de flexion rotative peuvent générer les modes de sollicitation suivants (**Figure 17**) :

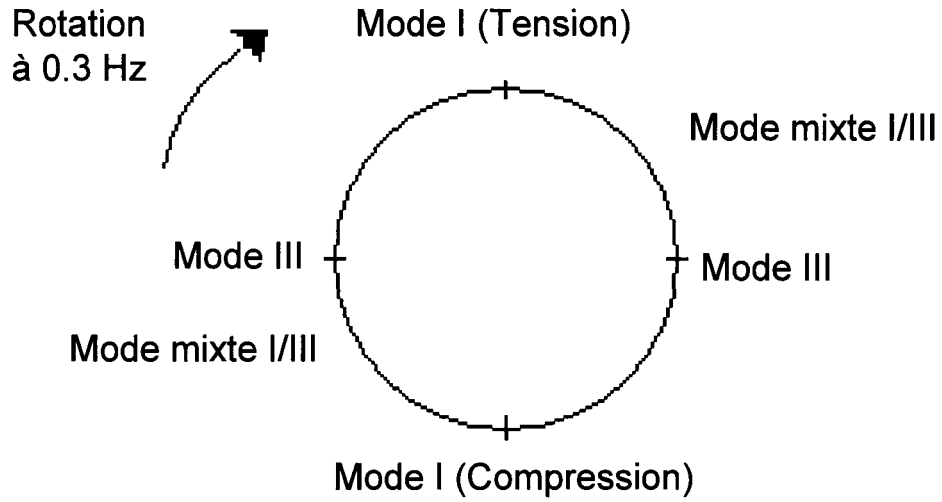


Figure 17 Présentation des modes de sollicitation possibles sur la section contrainte des éprouvettes de flexion rotative

Afin d'évaluer les effets des différents modes, il faut définir une approximation des valeurs des facteurs de concentration de contraintes K_I et K_{III} . Les expressions obtenues par Leblond en 1998 [38] permettent un calcul qui tient compte de l'inhomogénéité du matériau étudié :

$$K = K_I + iK_{II} = (1 + 2i\varepsilon) \left(\sigma_{yy}^\infty + i\sigma_{yx}^\infty \right) \sqrt{\frac{\pi a}{2}} \times a^{-i\varepsilon} \quad (1.26)$$

$$K_{III} = \sigma_{yz}^\infty \sqrt{\frac{\pi a}{2}} \quad (1.27)$$

où « σ » correspond à la contrainte dans le plan désigné, « a », à la taille de la fissure et ε , coefficient d'homogénéité du matériau ($\varepsilon = 0$, homogène).

Le calcul en mode complexe nécessite alors la connaissance du matériau, pour déterminer la valeur de ε , autant que la répartition des charges entre les différents modes. Il reste tout de même à vérifier si les modes II et III sont suffisamment importants dans le cas de la flexion rotative, pour qu'ils puissent influencer la propagation de la fissure dans notre matériau.

1.6 Justification de l'étude

Une méthode largement utilisée pour l'étude de la résistance en fatigue sur les propriétés d'un matériau consiste à faire un relevé de la courbe de Wöhler. Elle permet de déterminer une limite d'endurance en dessous de laquelle il n'y a plus risque de bris brutal.

Cependant, il peut arriver que dans une pièce ou une structure en service il existe des défauts en surface (soudage, usinage, piqûres de corrosion ...) qui peuvent favoriser l'amorce de fissures. Il ne suffit plus de connaître la durée de vie estimée à l'aide de la courbe de Wöhler, les défauts de surfaces servent de sites de germination ce qui diminue parfois fortement le temps de vie.

Les temps de vie mesurés à l'aide d'éprouvettes C.T. peuvent être différent de celui des pièces réelles. Dans une structure réelle, il arrive que la majeure partie du temps de vie corresponde à la propagation de la fissure, la partie d'initiation ayant été accélérée ou supprimée par la présence des défauts. Cela souligne que, dans la pratique, un simple essai d'endurance ne suffit pas à caractériser la résistance en fatigue d'un matériau.

Un exemple d'échec de la prédiction du temps de vie à partir des lois d'endurance obtenue en laboratoire (exemple du pont Duplessis, tombé en 1951, 27 mois après sa construction).

Différents modèles de résistance des matériaux prennent en compte la forme, la taille et l'importance des concentrations de contraintes qui sont présentes dans les pièces réelles. Pourtant, le matériau utilisé a aussi son propre comportement selon la

sollicitation qui s'exerce sur lui. Il est nécessaire de prendre en compte l'influence du milieu, la fréquence de sollicitation et le rapport des contraintes qui occasionnent un changement de la durée de vie pour la plupart des matériaux. Afin d'intégrer tout ces facteurs dans le calcul de dimensionnement et de durée de vie, il faut compléter les expériences d'endurance simple, par une étude provenant de la mécanique de la rupture et un calcul de vitesse de propagation de la fissure. Ce genre de calcul se fait à partir d'essais normalisés, le plus souvent utilisés étant la norme ASTM E399. Mais ces essais nécessitent beaucoup de temps et de matériel, car moins le matériau est résistant, et plus les dimensions de l'échantillon à solliciter seront importantes.

Notre étude portera sur la possibilité de faire un bilan complet du comportement d'un matériau en fatigue à partir de l'examen des courbes d'endurances obtenues par le biais d'essais simples de flexion rotative. Ces essais ne nécessitant que peu de matériel et pouvant se réaliser en parallèle (huit échantillons simultanément) sans qu'il n'y ait besoin de machines de test surdimensionnées. Les avantages et les différences entre les résultats de nos essais et ceux de la littérature seront donc présentés et discutés.

CHAPITRE 2

DESCRIPTION DU MODE OPÉRATOIRE

2.1 Géométrie de l'éprouvette

Les éprouvettes que nous utilisons pour effectuer les tests de fatigue en flexion rotative ont les dimensions suivantes :

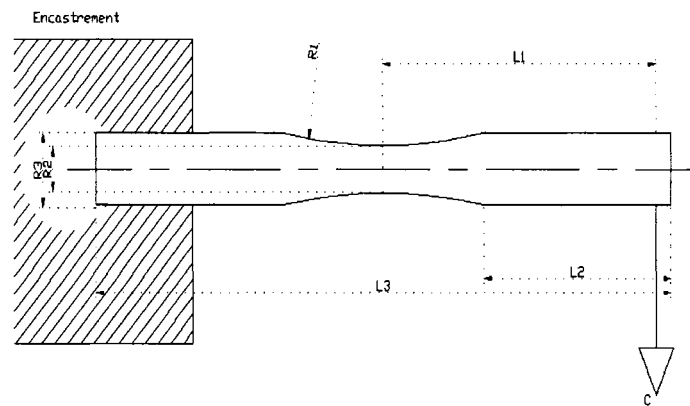


Figure 18 Schéma d'une éprouvette normalisée [2]

Où C correspond à la charge appliquée, L1 à une longueur de 86 mm (distance entre la charge appliquée et la zone de fissuration), L2 à une distance de 65 mm, L3 à une distance de 200 mm, R1 à un rayon de 150 mm, R2 à un diamètre de 10.5 mm et R3 à un diamètre de 19 mm.



Figure 19 Photo d'une des éprouvettes normalisées utilisées

2.2 Aciers étudiés

Trois aciers ont été fournis par le Ministère des Transport du Québec afin de pouvoir effectuer une comparaison de leurs propriétés en fatigue respectives.

- Le premier acier noté B dans le reste de l'étude est associé à un acier provenant d'une ancienne structure. Il est du type ASTM A36, acier de construction ordinaire.
- Le second noté W de type 350 WT selon la norme CAN/CSA G40.20—G40.21
- Et le troisième noté A de type 350 AT selon la norme CAN/CSA G40.20—G40.21

Notons ici que les abréviations WT correspondent à Weldable Notch Tough Steel, et que AT, à Atmospheric Corrosion Resistant Weldable Notch Tough Steel.

Leurs propriétés mécaniques sont résumées dans la figure suivante :

	350	350	350
Limite d'élasticité (MPa)	391.3	400.3	350 min
Contrainte à la rupture (MPa)	549.3	576.4	480-650
Allongement à la rupture (%)	30.8	28	22 (WT) 21 (AT)
Résilience unitaire (Joules)	295-393-319	222-205-230	18 min
Résilience moyenne (Joules)	336	219	27 min

Figure 20 Propriétés mécaniques des aciers étudiés

2.3 Entaille mécanique

Le mécanisme d'initiation est complexe, souvent difficile à modéliser, puisqu'il dépend de l'état de surface, et des défauts du matériau. Afin de pouvoir éliminer l'influence de la surface et de ces défauts, il a été décidé de se placer dans un cas défavorable, c'est-à-dire de supprimer ou de fortement diminuer le stade d'initiation de la fissure. Une entaille mécanique a été réalisée et a pour but de limiter le temps d'initiation.

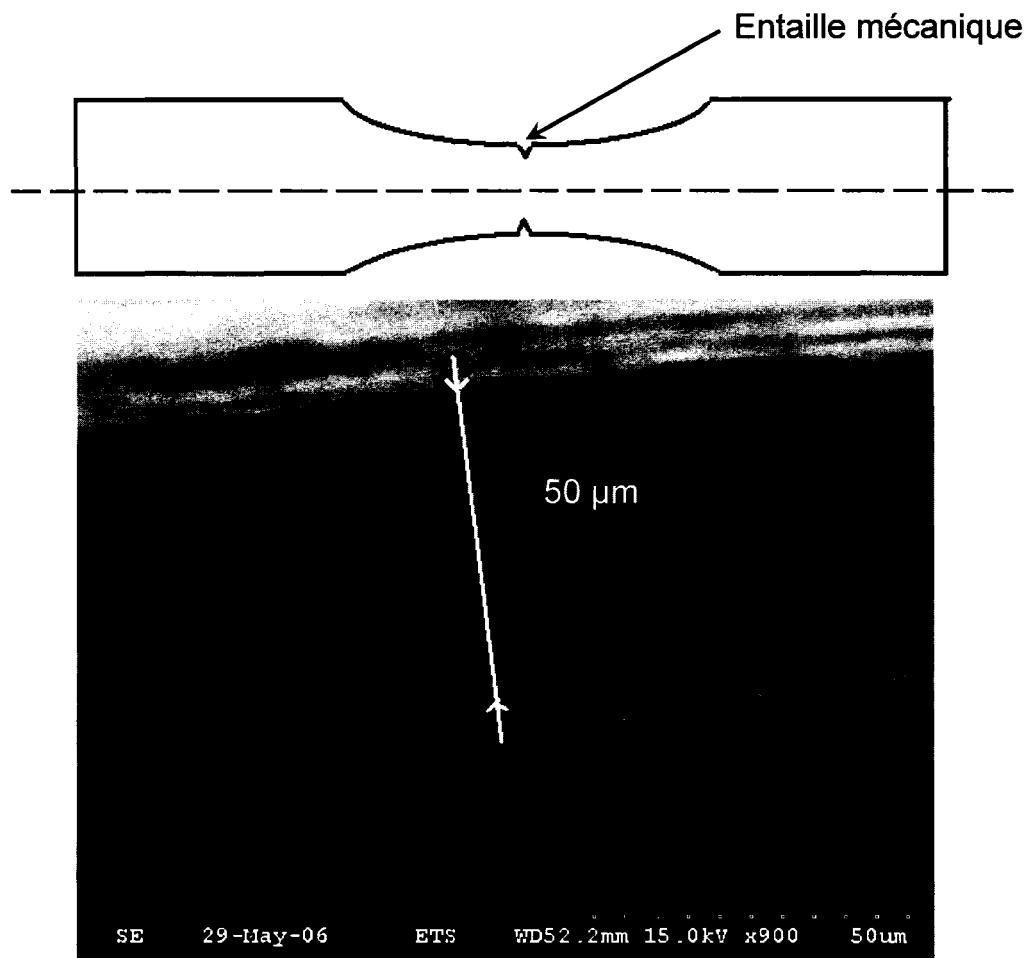


Figure 21 Schéma d'éprouvette entaillée et taille de l'entaille

L'entaille mécanique facilite l'initiation de la fissure mais ne permet pas de l'éliminer totalement. Il faut tout de même qu'une fissure se crée à partir de cette entaille même si cette initiation est grandement facilitée par l'effet de concentration de contrainte en fond d'entaille. Ce temps d'initiation est d'autant plus petit que le rayon à fond d'entaille est petit.

La première étape de l'expérimentation est donc de fabriquer une entaille mécanique avec un outil d'angle très aigu et bien affûté. Le dispositif qui permet de réaliser cette entaille mécanique a été dessiné et réalisé. Il est représenté sur les 2 photographies suivantes :

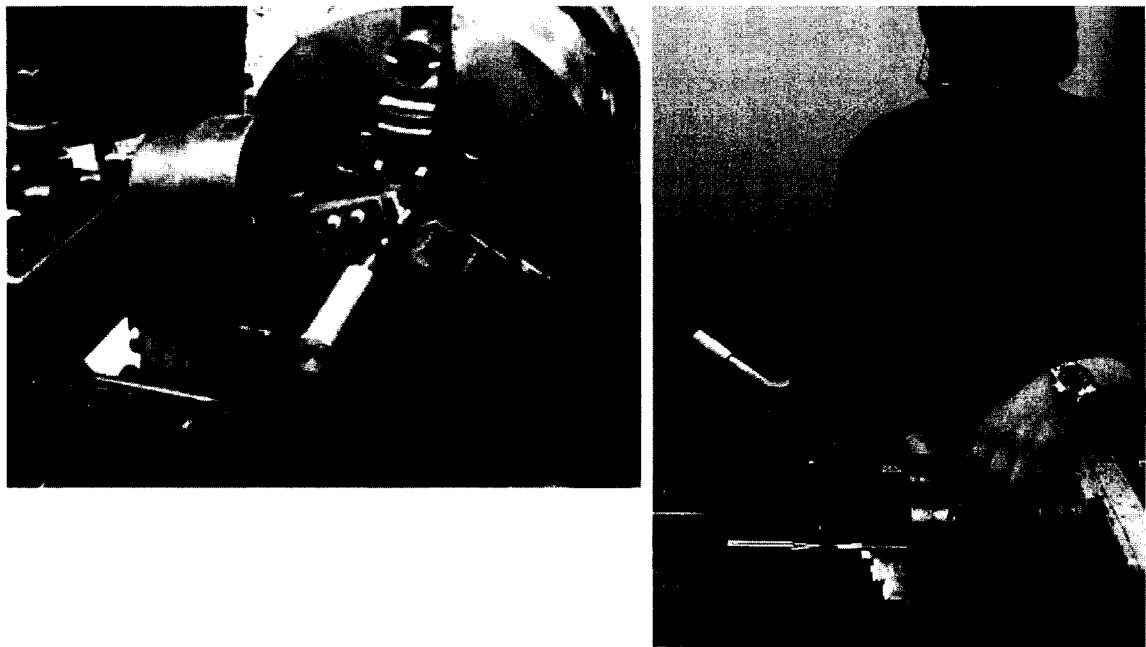


Figure 22 Présentation de l'étape de création de l'entaille mécanique

Un tour entraîne le mouvement de la lame de rasoir qui marque l'éprouvette sur toute sa circonférence. La lame de rasoir est toujours intacte car un mouvement latéral lui est donné. Le tranchant est toujours renouvelé permettant d'obtenir une entaille nette et reproductible. Cette lame de rasoir a été choisie pour sa dureté et son rayon de courbure faible. La force appliquée sur la lame de rasoir est obtenue par l'application de deux poids d'un kilo, permettant l'application d'une charge toujours identique.

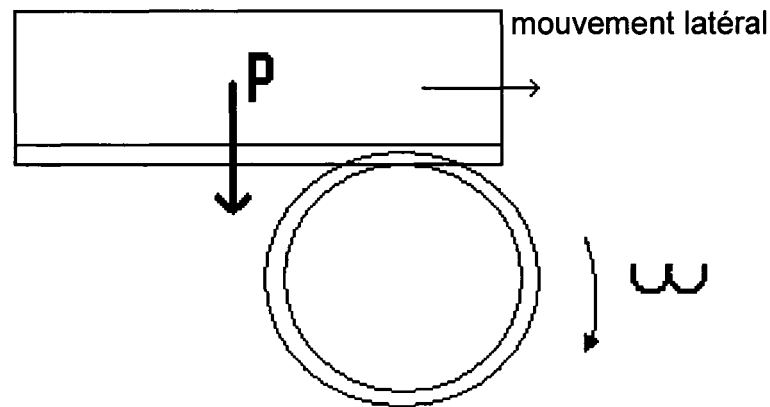


Figure 23 Schématisation de l'étape de création de l'entaille

Le mouvement de translation de la lame est totalement contrôlé, la lame est neuve pour chaque entaille, ce qui assure une bonne reproductibilité de l'entaille. Les différences de rayon d'entaille, profondeur d'entaille et par conséquent zone plastique en pointe d'entaille, sont très faibles.

2.4 Dispositif d'entraînement

Ce dispositif a été conçu et réalisé au laboratoire.

Les tests de fatigue sont effectués sur un dispositif pouvant faire cycler jusqu'à dix (10) éprouvettes simultanément à une vitesse de 0.3 tr/sec (soit une fréquence de sollicitation de 0.3 Hz). Ce dispositif est composé d'une partie motrice qui produit le couple nécessaire à la rotation des échantillons. Le mouvement est transmis à l'aide de courroies du moteur aux différentes éprouvettes.

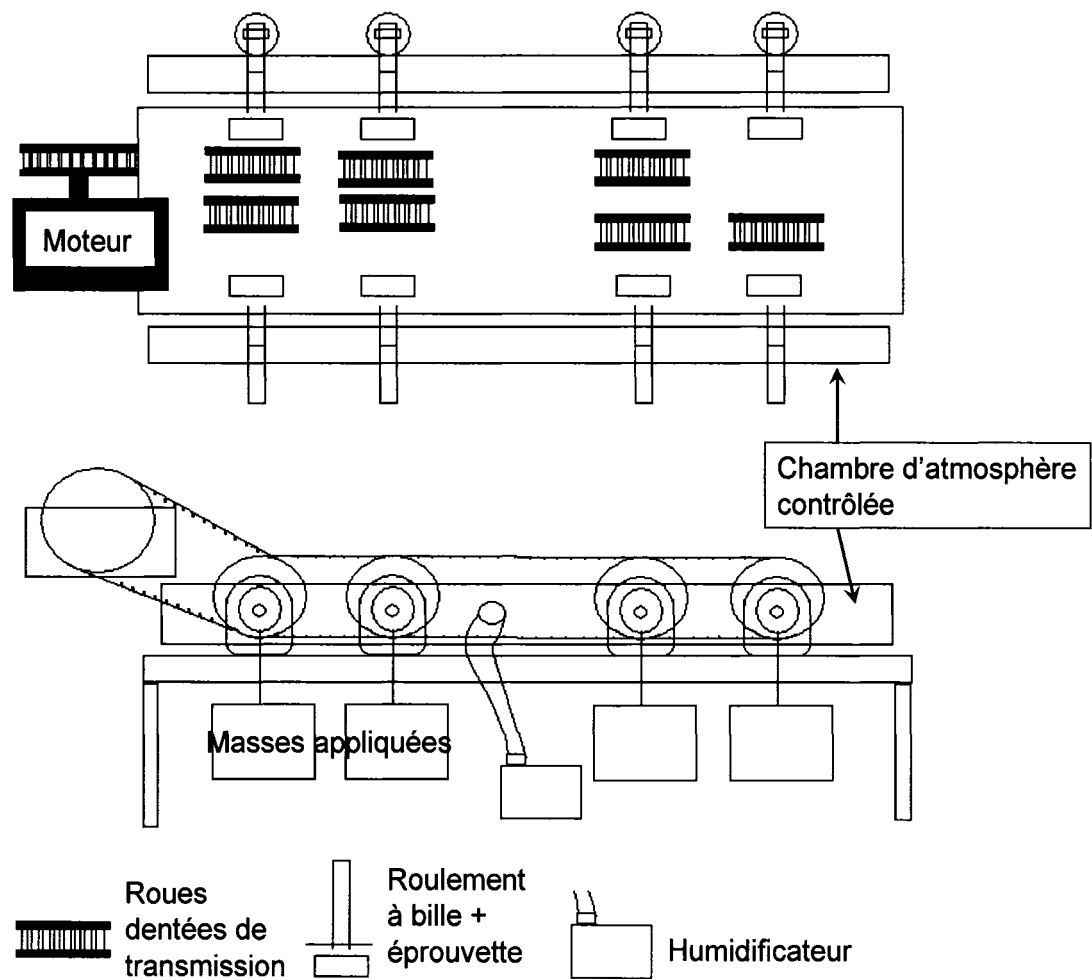


Figure 24 Schéma du montage

2.5 Corrosion

Une chambre d'environnement permet de réaliser les tests de fatigue sous atmosphère corrosive. Cette chambre contient les différentes canalisations qui permettent de faire entrer la vapeur salée. La vapeur d'eau salée est générée par un atomiseur à ultrason qui permet de produire une vapeur froide (gouttelette en suspension) de même composition que le liquide du bac. Ce dispositif est identique à celui utilisé pour contrôler l'atmosphère des pièces d'appartement. On peut contrôler la quantité d'eau

projetée, et la composition de l'eau, donc du brouillard. L'atmosphère de corrosion est composée de vapeur d'eau chargée de 3% de NaCl (en masse). Le dispositif utilisé lors des tests a permis d'obtenir une vapeur froide et salée (20°C).

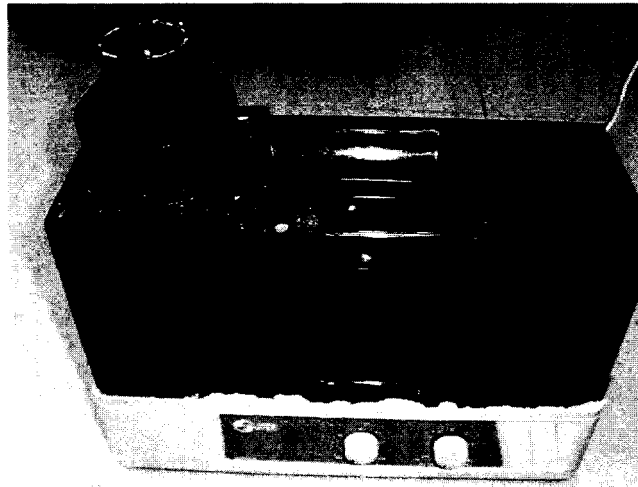


Figure 25 Brumisateurs diffusant le brouillard salin à la température de l'ambient

2.6 Mesure du déplacement

2.6.1 Acquisition

Durant le test, la déflexion δ d'une des extrémités des éprouvettes est mesurée à l'aide d'un capteur de position de type quart de pont de Wheatstone. Ce capteur est composé d'une lame mince flexible, permettant la mesure de la position, d'une pointe en contact avec l'éprouvette en rotation.

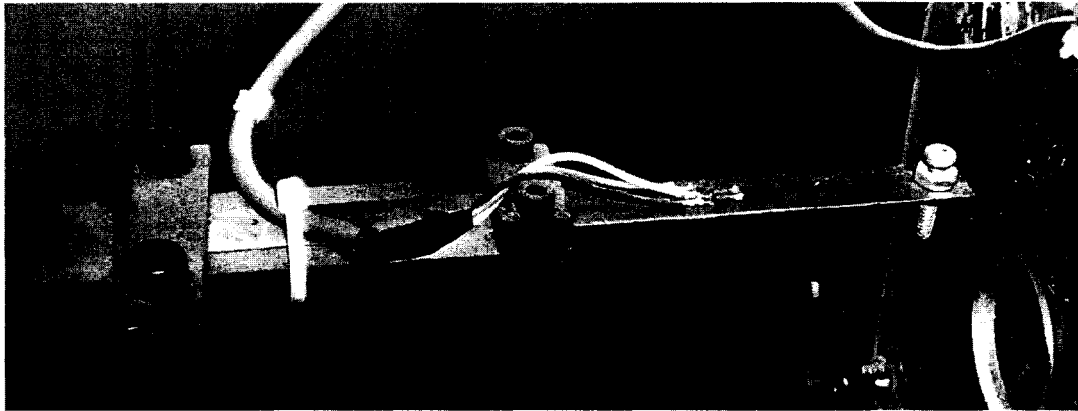


Figure 26 Capteur de position en demi-pont de Wheatstone

2.6.2 Calibration

La mesure de la position est enregistrée par un ordinateur permettant d'obtenir directement la valeur de la déflexion δ de l'éprouvette par rapport à sa position initiale en comparant les valeurs relevées à l'instant t et les valeurs initiales que l'on a préalablement choisies comme références. L'annexe 2 montre l'organigramme du détail du système d'acquisition.

Les figures suivantes (**Figure 27 à Figure 4****Figure 30**) montrent en détail le système de mesures et les résultats bruts obtenus. Le système d'acquisition enregistre une faible vibration d'amplitude $\Delta\delta/2$. La position de l'extrémité de l'éprouvette est indiquée par la valeur δ .

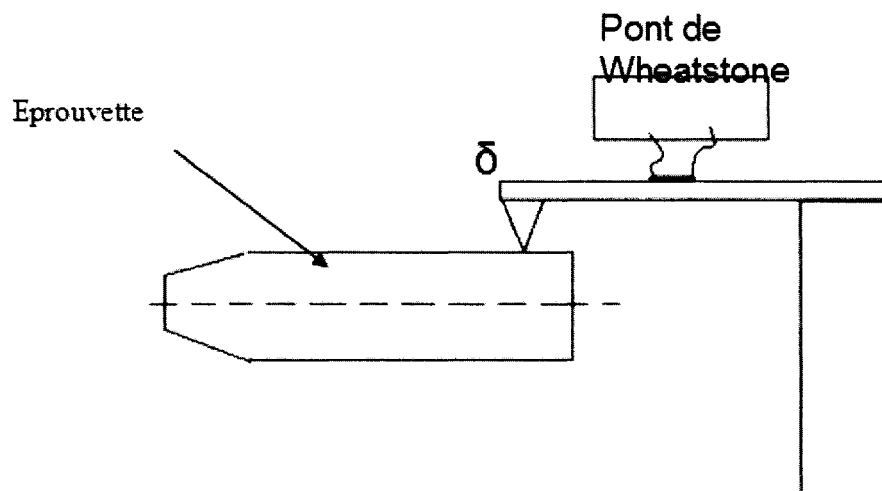


Figure 27 Schéma simplifié du montage expérimental

Les charges que nous avons appliquées s'échelonnent de 240 N à 470 N. Pour chaque chargement et chaque acier, un minimum de 3 essais a été réalisé afin d'obtenir une valeur moyenne.

La figure suivante montre un exemple typique de résultat pour une éprouvette d'acier A pour un chargement de 450 N :

Arbre 9 Acier A (397 Mpa)

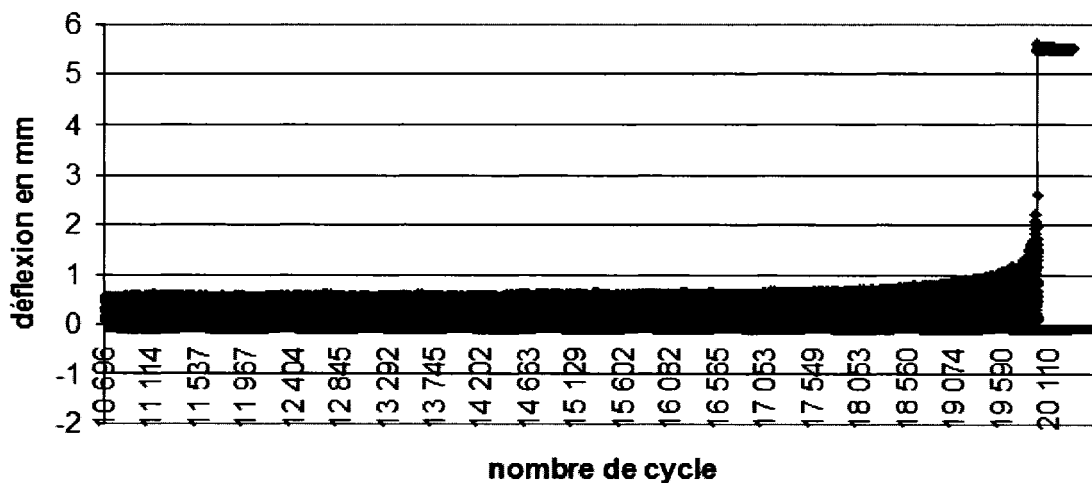


Figure 28 Courbe de déflexion en fonction de N

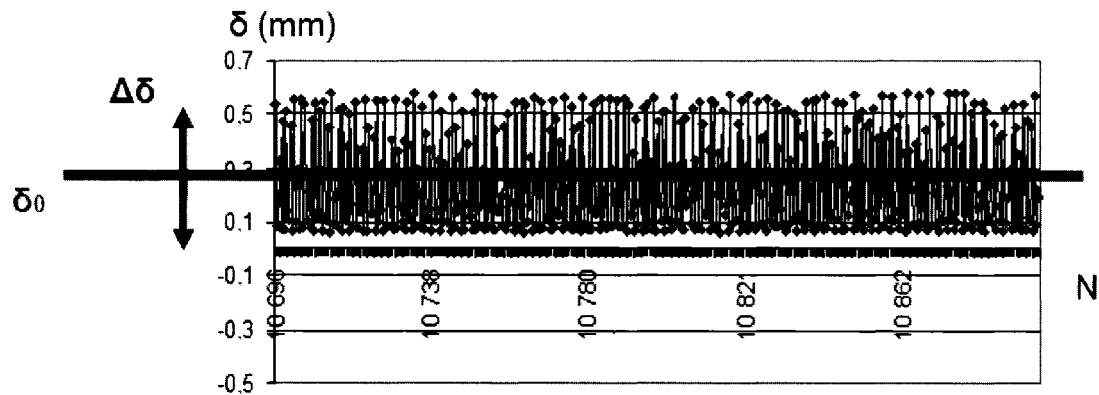


Figure 29 Caractéristiques de la courbe de déflexion en fonction de N

Où δ_0 représente la valeur moyenne, donc la déflexion statique de l'échantillon sous l'effet de la charge appliquée.

Le capteur enregistre précisément le mouvement de l'éprouvette. L'éprouvette possède un léger déplacement initial dû au centrage de l'échantillon dans le dispositif ou à quelques défauts dans la régularité de l'usinage de sa surface de l'ordre de grandeur de 100 à 200 microns. Cela correspond à la variation que l'on observe sur le graphe ci-dessus.

2.6.3 Étalonnage

L'étalonnage est effectué en début de chaque test. Cette étape d'étalonnage se pratique en positionnant le capteur de mesure de déplacement, de façon à enregistrer un signal :

- ne donnant jamais la valeur nulle, afin de pouvoir mesurer la variation de δ_0 en fonction du nombre de cycles.
- affecté de la plus faible variation possible (c'est-à-dire en évitant une marque évidente sur la surface de l'éprouvette)

Pour effectuer ce réglage il faut régler la vis de contrôle de la position du capteur, en contact avec l'éprouvette.

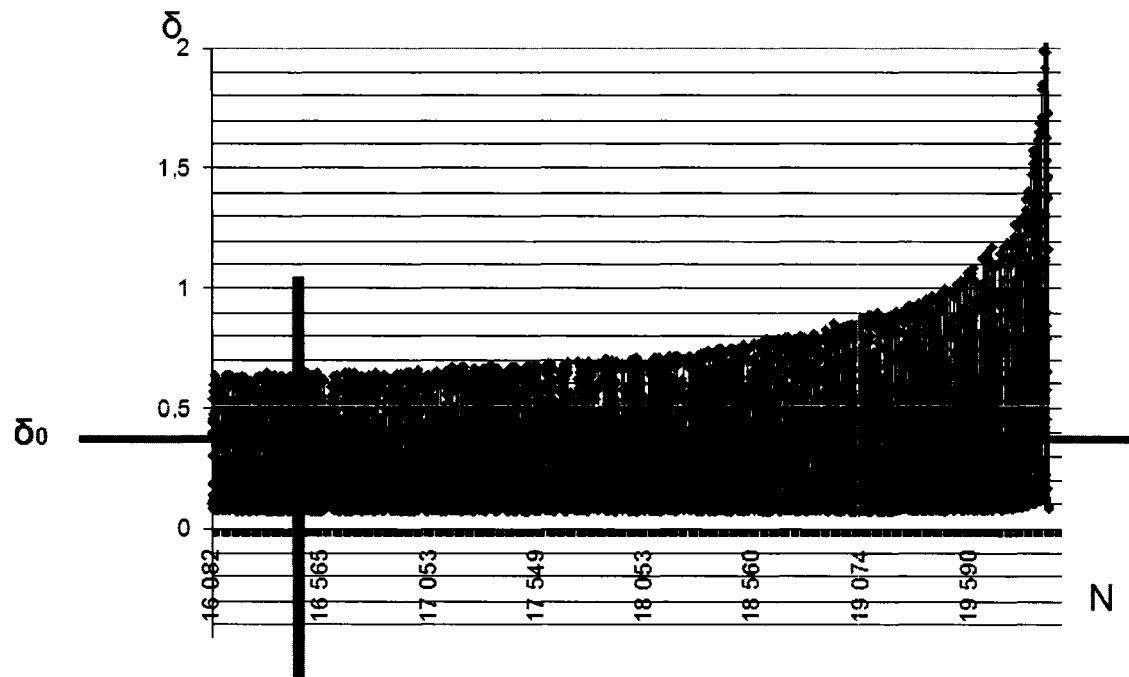


Figure 30 Obtention du nombre de cycles de propagation

Le nombre de cycles de propagation se calcule par une variation de la pente de la courbe δ en fonction de N .

- ✓ Ecart à la linéarité, c'est-à-dire $\partial\delta_0/\partial N > 0$, qui indique le début de la propagation et le nombre N_I de cycles d'initiation.
- ✓ La relation entre δ et « a », longueur de la fissure, sera explicitée dans le paragraphe suivant.

CHAPITRE 3

TRAITEMENT DES DONNÉES

À partir des résultats enregistrés il est possible de mesurer la vitesse macroscopique de propagation de la fissure. Et, en utilisant l'ensemble des résultats, une courbe de Wöhler est tracée.

Les résultats bruts correspondent à des courbes de déflexion δ en fonction du temps. Par exemple (voir **Figure 30**) pour le 19074^{ième} cycle, la déflexion est de 0.51 mm. À partir de ces courbes il est possible d'obtenir les informations nécessaires pour tracer les courbes de Wöhler, après le calcul ou la lecture de :

- ✓ la contrainte σ ,
- ✓ du nombre de cycles à la rupture

On peut aussi déterminer la vitesse de propagation da/dN , en calculant :

- ✓ la longueur de la fissure, a
- ✓ la différence entre K_{\max} et K_{\min} , ΔK , où K est le facteur d'intensité de contrainte.

3.1 Courbe de Wöhler (courbe S-N)

Pour tracer cette courbe, il faut connaître le nombre de cycles à la rupture pour la propagation de la fissure et la contrainte appliquée initialement. En appliquant les relations classiques, on peut la calculer.

$$\sigma = \frac{M \times c}{I} \quad \text{et} \quad I = \frac{\pi \times r^4}{4} \quad (3.1)(3.2)$$

où $r = R_2 - a$, M correspond au moment de flexion, c à la distance entre l'axe neutre et la fibre la plus sollicitée, I le moment d'inertie, et σ la contrainte appliquée au début de l'essai sans prendre en compte l'effet de l'entaille mécanique.

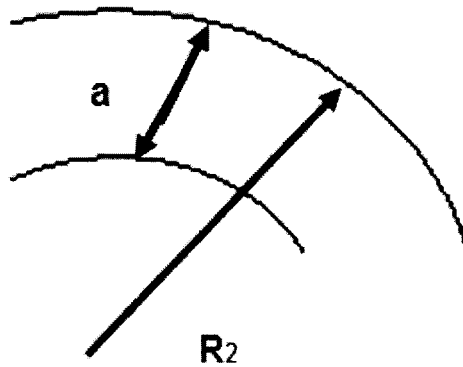


Figure 31 Représentation de la taille de la fissure « a » en fonction du rayon de l'éprouvette

Le moment de flexion M peut être calculé à l'aide la relation :

$$M = P \times L \quad (3.3)$$

3.2 Calcul de la vitesse de propagation (loi de Paris)

L'étude de la déflexion δ conduit à connaître la variation de la longueur de la fissure, « a », grâce aux relations suivantes :

$$I = \frac{\pi \times r^4}{4} \quad (3.2)$$

et

$$\delta = \frac{P \times L_1^3}{3 \times E \times I} \quad (3.4)$$

où, δ correspond à la déflexion relevée par mesure, P à la charge appliquée en N , L_1 à la distance entre le point où la charge est appliquée et la zone de fissuration, E au module d'Young de l'acier, I au moment d'inertie et r au rayon du ligament (matière restant en tenant compte de a).

L'expression de « a », la taille de la fissure est alors :

$$a = R_2 - \left(\frac{4 \times P \times L_1^3}{3 \times E \times \delta(N) \times \pi} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (3.5)$$

À partir de la relation (3.5) et des courbes de mesure de la déflexion en fonction de N , il est possible de tracer la courbe de « a » en fonction du nombre de cycles pour étudier la variation de la longueur de la fissure.

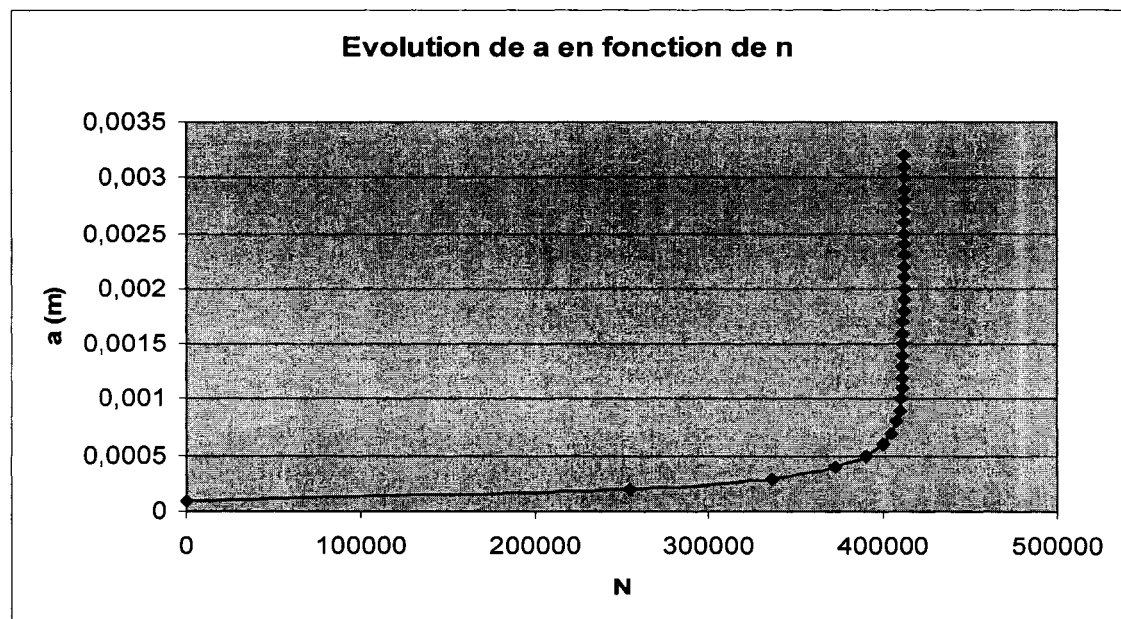


Figure 32 Courbe représentant la taille de la fissure « a » (calculée à l'aide de la relation 3.5) en fonction du nombre de cycles « N » pour des valeurs calculées

En analysant la variation de « a » en fonction de N, nous obtenons les valeurs de da/dN. La valeur de ΔK est elle aussi obtenue à partir du calcul de « a », découlant de la déflexion mesurée :

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} = \frac{M \times c}{\frac{\pi R^4}{4}} \times \sqrt{\pi a} = \frac{4 \times P \times L}{\pi} \times R^{-3} \times \sqrt{\pi a} \quad (3.6)$$

$$K = \frac{4 \times P \times L}{\pi} \times (R_2 - a)^{-3} \times (\pi a)^{1/2} \quad (3.7)$$

Ainsi grâce aux équations précédentes (en dérivant (3.5) et (3.7)), la courbe dite de Paris peut être calculée puis tracée.

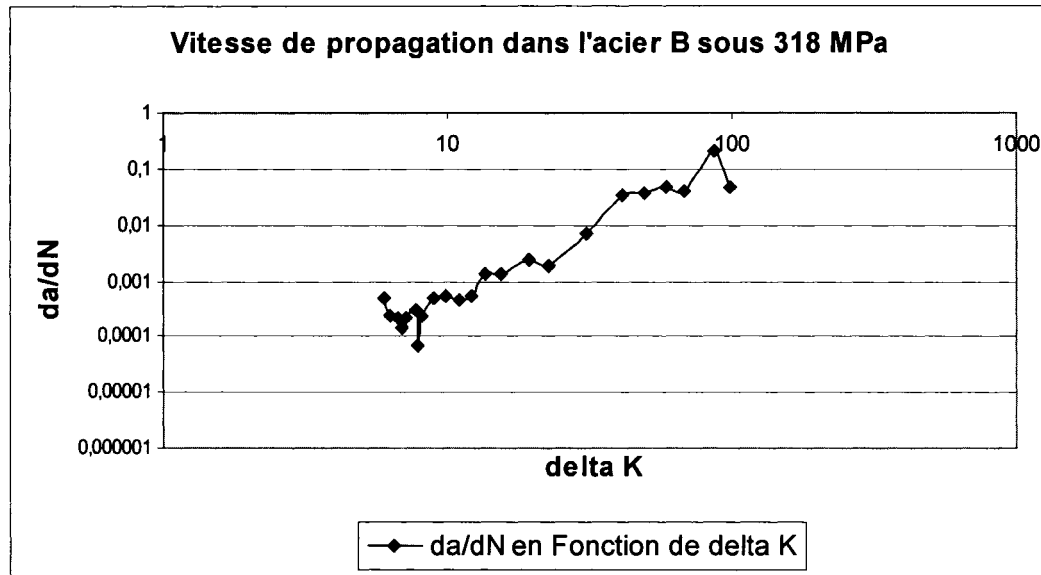


Figure 33 Exemple de courbe obtenue après collecte des résultats de flexion et calcul par les relations 3.5 et 3.7, pour un échantillon d'acier B soumis à une contrainte de 318 MPa.

Afin de tracer les courbes de Paris correspondant à ces essais, les mêmes relations ont été utilisées mais en associant les valeurs relevées de la déflexion et de la différence du nombre de cycles.

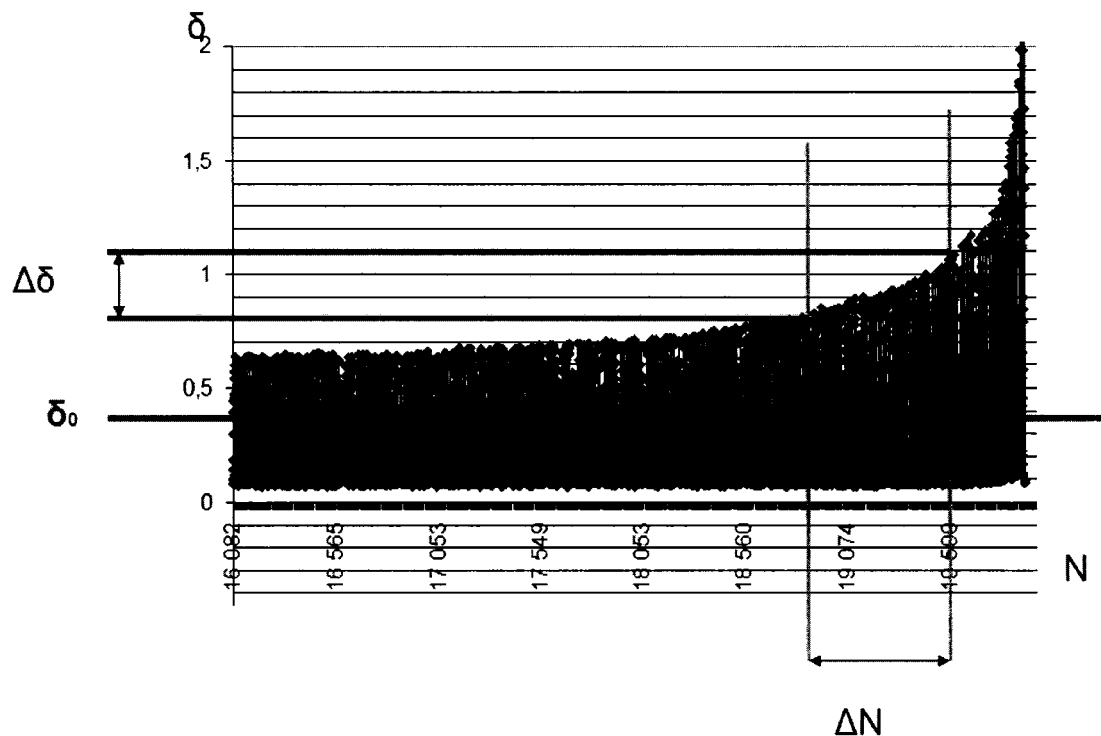


Figure 34 Démonstration schématique de l'obtention de $d\delta/dN$

Ainsi pour obtenir les valeurs de da/dN , il suffit de :

- ✓ exploiter les courbes de déflexion en fonction du nombre de cycles.
- ✓ extraire à partir de la variation de la déflexion δ , les valeurs de la variation de la taille de la fissure « a ». De fait, $\Delta\delta = (\delta_2 - \delta_1)$ correspond bien à une valeur de Δa . Ces différentes déflexions étant mesurées en deux points différents du relevé, on obtient aussi un ΔN .

Nous avons donc en quelques mesures obtenu une valeur de $\Delta a/\Delta N$. Il suffit de reprendre la séquence précédente en différentes zones de la courbe relevée pour obtenir une loi représentant la variation de la taille de la fissure « a » en fonction du nombre de cycles.

CHAPITRE 4

ANALYSE DES RÉSULTATS

4.1 Analyse de la courbe de Wöhler

La **Figure 35** rassemble l'ensemble des résultats obtenus ce qui permet d'obtenir un nombre conséquent d'informations sur les propriétés des aciers étudiés.

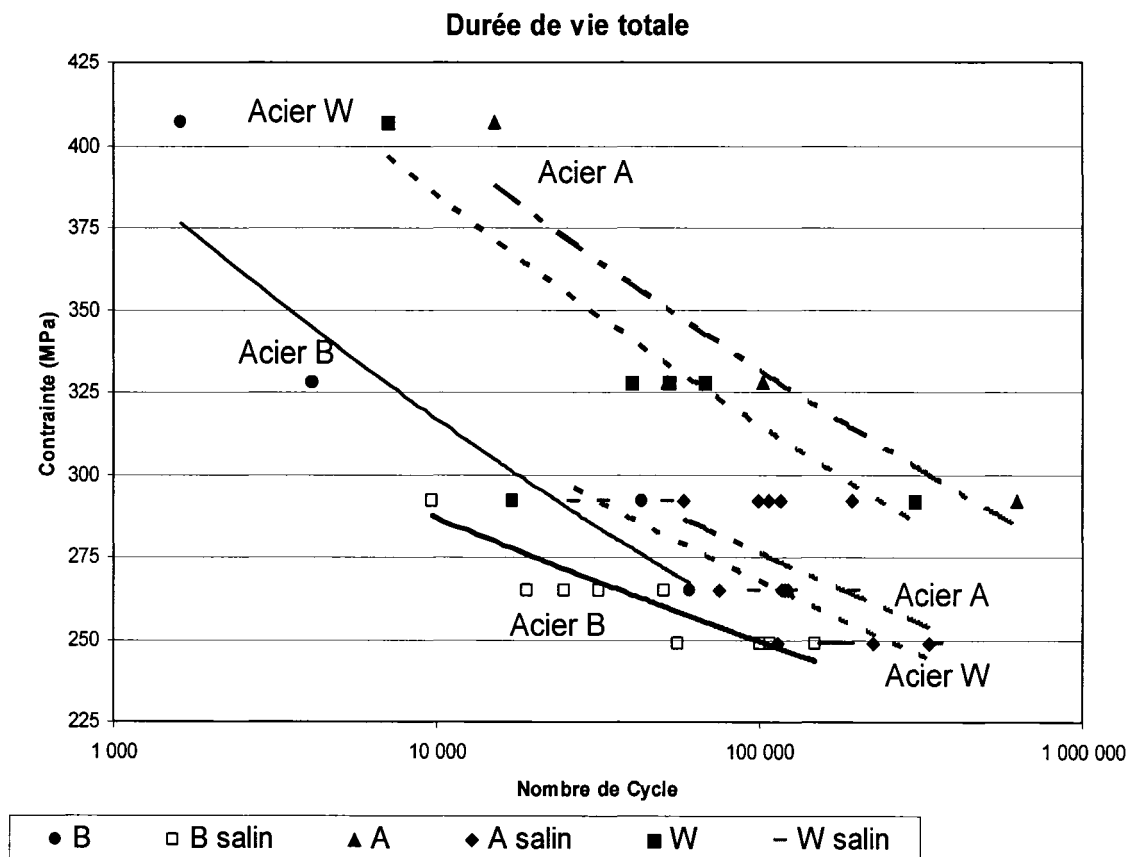


Figure 35 Courbe de Wöhler pour les 3 aciers étudiés

Ce graphe donne une vision d'ensemble de la résistance des trois aciers étudiés. En général 3 éprouvettes ont été soumises aux mêmes conditions d'ambiance et de charges ce qui permet de s'assurer de la valeur « statistique » du résultat que l'on prend en compte pour l'analyse. L'étude de l'acier B (**Figure 35**) montre que l'action de la corrosion n'est pas déterminante. On remarque que les courbes avec ou sans agent corrosif se confondent surtout à grands nombres de cycles. Par contre l'action de l'agent corrosif est importante sur les 2 aciers A et W. Malgré cette perte de résistance en milieu corrosif, on constate sur le graphe que ces deux aciers restent supérieurs à l'acier B. La comparaison entre les 3 aciers montre ainsi que dans une atmosphère sans agent de corrosion, la différence de résistance est d'environ 70 MPa et 80 MPa respectivement pour l'acier 350 WT et l'acier 350 AT. Par contre lorsque la corrosion (atmosphère enrichie de 3% de NaCl) est ajoutée, la différence est moins importante, environ 10 MPa pour l'acier 350 WT et 20 MPa pour l'acier 350 AT.

4.2 Analyse des courbes de vitesse de propagation de fissure

En traçant, pour chaque essai, la courbe donnant la vitesse de propagation de la fissure, on peut constater que ces aciers suivent une relation du type loi de Paris.

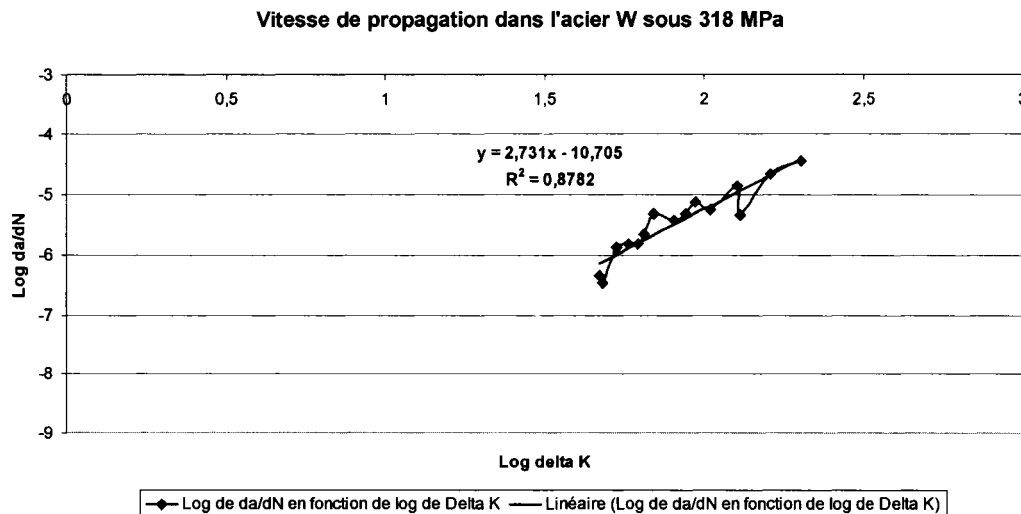


Figure 36 Courbe de propagation obtenue à partir du déplacement mesuré δ

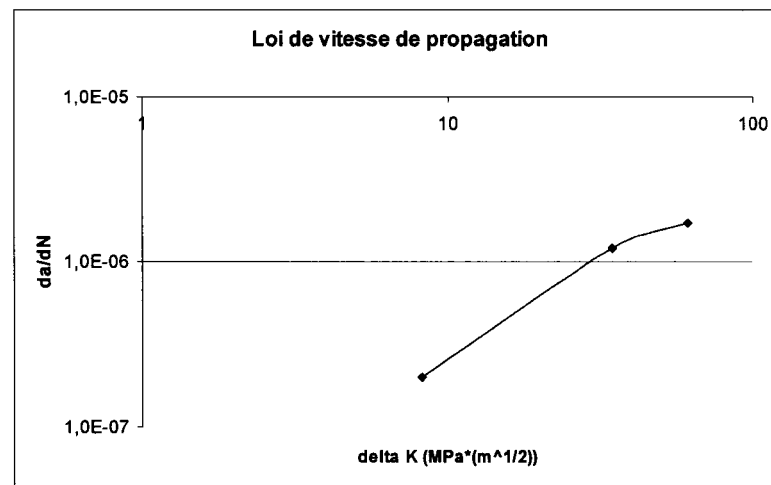


Figure 37 Courbe de propagation obtenue à partir de la mesure des stries de fatigue observées au Microscope Electronique à Balayage (MEB).

Dans le cas de la **Figure 37**, on a tracé la vitesse de propagation que l'on obtient lorsque l'on étudie les fractographies des échantillons au MEB. Cela permet d'obtenir une certaine confirmation des résultats trouvés par le calcul puisque l'ordre de grandeur est le même que celui de nos résultats calculés (**Figure 36**).

Quelques exemples typiques de résultats sont montrés dans les figures ci-dessous. Les coefficients de corrélation sont très acceptables :

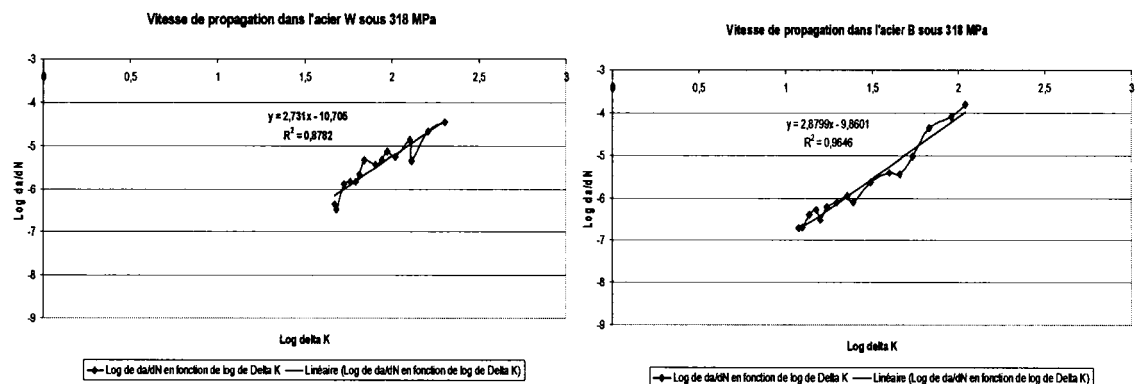


Figure 38 Vitesse de propagation pour les aciers B et W

On constate ainsi que l'acier B, présente une vitesse de propagation légèrement plus rapide que l'acier W. En effet la pente de la courbe de gauche (2,7) est plus forte que celle de droite (2,88).

Ainsi nous constatons que l'ensemble des résultats obtenus permet de tracer des droites dont l'équation peut s'écrire sous la forme classique :

$$\frac{da}{dN} = A \times \Delta K^n \quad (4.1)$$

Pour les aciers cette loi dite de Paris se caractérise par un « n » compris entre 2.5 et 3. Ce qui différencie les aciers est la constante A. Dans le cas des aciers étudiés W et B, on trouve « n » égal à 2.8 pour le premier et égal à 3.1 pour le second. Il est difficile de faire une distinction entre ces 2 aciers. Il semble que la propagation de l'acier B soit plus rapide que celle de son homologue moderne.

Tableau I

Présentation des résultats pour les 3 aciers étudiés

Acier	C (mm/cycle)	n	Conditions connues
Acier B	$10^{-8.5}$	3.1	R=-1, f=0.3 Hz
	10^{-8}	2.7	R=-1, f=0.3 Hz Brouillard salin
Acier A	10^{-8}	2.7	R=-1, f=0.3 Hz
	$10^{-8.5}$	2.8	R=-1, f=0.3 Hz Brouillard salin
Acier W	$10^{-8.5}$	2.8	R=-1, f=0.3 Hz
	$10^{-8.8}$	3.1	R=-1, f=0.3 Hz Brouillard salin

4.3 Étude de la fractographie

4.3.1 Microscopie optique

La fractographie au microscope optique permet l'étude des points d'initiation des fissures, d'avoir une bonne idée du mode de propagation de la fissure une fois l'étape d'initiation terminée et l'observation de la partie ayant rompu de façon fragile. La transition entre la propagation et la rupture finale permet d'obtenir une approximation de K_C . Un exemple est donné dans le paragraphe « discussion ».

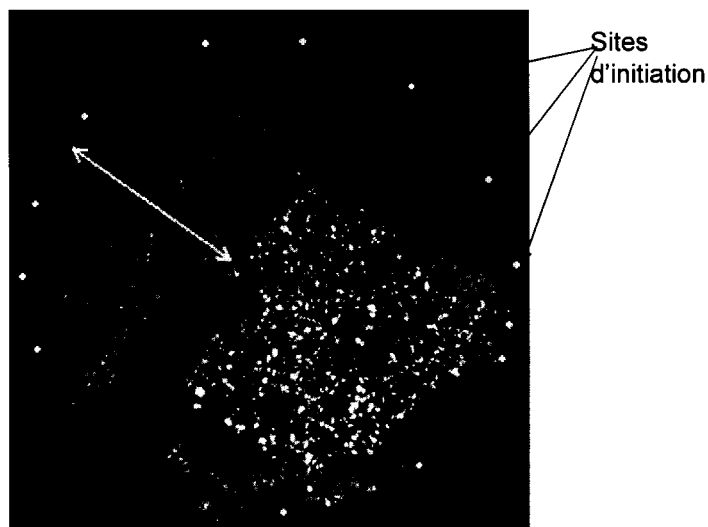


Figure 39 Exemple de prise de vue à la binoculaire d'une éprouvette rompue n'ayant pas été entaillée au préalable (acier B, charge moyenne, sans corrosion)

Dans l'exemple présenté ci-dessus, nous constatons que de multiples fissures se sont initiées et propagées. Il est facile de trouver les points d'initiation de ces fissures puis de mesurer la taille de fissure qui entraîna la rupture, en mesurant la taille de la zone de rupture brutale (en bleu au centre) et la zone de propagation « lente » (en jaune sur le pourtour). On remarque aussi que la zone de rupture rapide est excentrée à cause d'un chargement important.

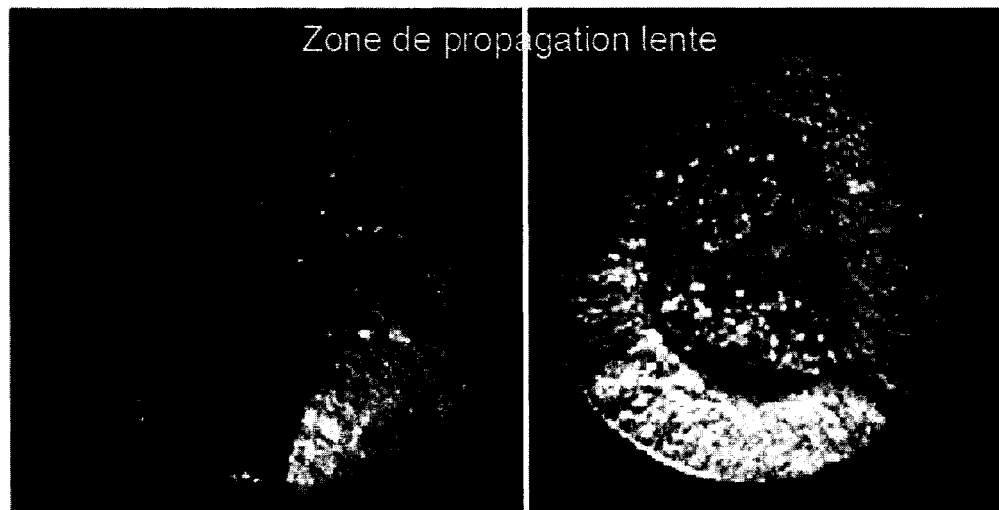


Figure 40 Éprouvettes entaillées d'acier B x15.5 pour une charge de 404 MPa (à gauche), et d'acier A x15.5 pour une charge de 404 MPa (à droite).

Certaines fractographies montrent qu'une de ces microfissures peut prendre rapidement le pas sur toutes les autres et créer une fissure unique et tournante (**Figure 40**). En effet on ne voit pas les nombreux « raccords » (marches) des plans de propagation de fissures que l'on observait sur la **Figure 39**.

Dans d'autres cas, lorsque les éprouvettes sont bien centrées et que l'effet d'entaille est régulier sur tout le diamètre de l'éprouvette, l'initiation se fait régulièrement (**Figure 41**). Des initiations entraînant la formation de marches sont rares et ont été rencontrées, à haute fréquence (30 Hz), pour des éprouvettes de petits diamètres.

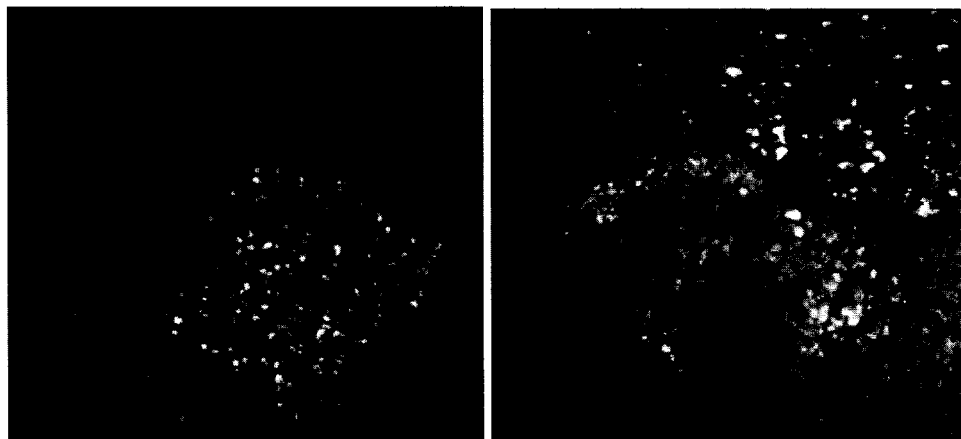


Figure 41 A36 sous une charge importante et fréquence de sollicitation de 30 Hz

4.3.2 Fractographie au microscope électronique à balayage (MEB)

Dans un deuxième temps l'étude est poursuivie à l'aide d'un microscope électronique à balayage. Ces observations permettront de confirmer les lois de vitesse de propagation par l'étude des stries de fatigue. Cette observation n'est pas évidente à cause du phénomène de matage lors de la fermeture de la fissure pendant la partie négative du cycle. Sous corrosion, les surfaces de rupture sont difficiles à observer (voir figure suivante), recouvertes de produits de corrosion.

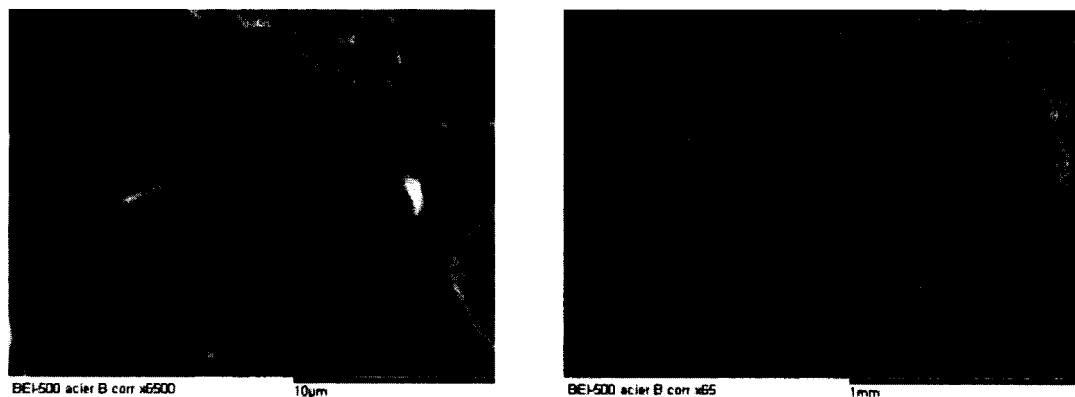


Figure 42 Acier B corrodé, observé au MEB au grossissement x6500 (gauche) et x65 (droite)

Si l'on pousse plus avant cette étude on constate que l'on peut rassembler d'importantes informations sur le mode de fissuration des échantillons. Ainsi on constate que le mode de sollicitation à $R = -1$ engendre un fort matage de toutes les zones que l'on cherche à observer. Il faut alors faire preuve de patience pour trouver des zones « protégées » afin d'obtenir une vue de la striation.

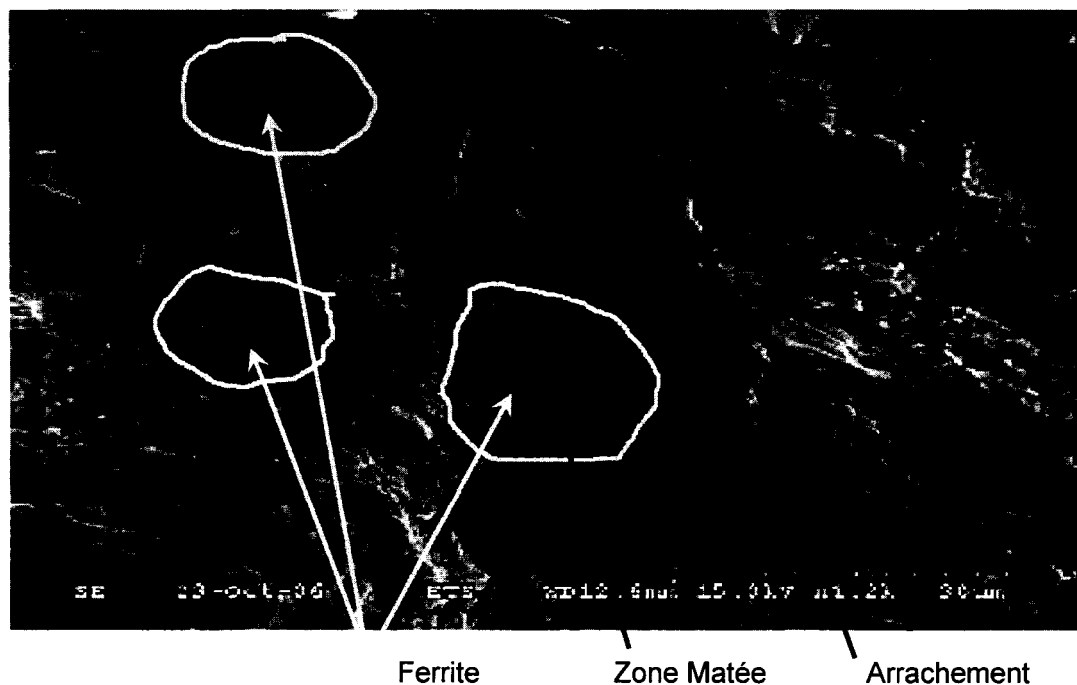


Figure 43 Fractographie de l'acier A ($\sigma = 410$ MPa) à 1200X proche de la zone de rupture brutale, très fort matage

Partant de ces observations, il est possible de tirer des informations importantes telles que le mode et la direction de la propagation de la fissure. Ainsi même si les zones striées sont rares, on observe uniquement des indices de propagation en mode I pur. Le mode III qui engendrerait un faciès dit de « toits d'usine » n'est présent nulle part.

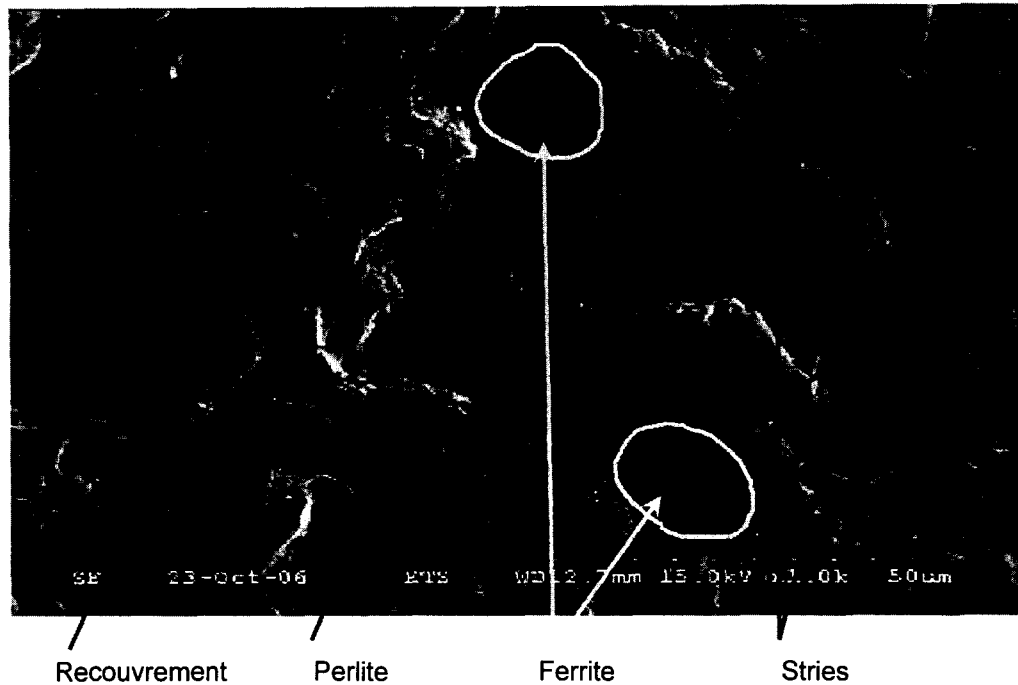


Figure 44 Fractographie de l'acier A à 1000X ($\sigma = 410$ MPa), présentant l'allure générale de la propagation de la fissure à travers la microstructure de l'échantillon

Dans l'annexe 4, on trouvera une autre fractographie avec ces mêmes zones identifiées, pour avoir une deuxième vue de ces caractéristiques. On peut bien voir les directions de propagation indiquées ci-dessus à l'aide des flèches. On remarque aussi la zone de cupules qui indique une zone ductile qui a rompu après le passage de la fissure dans la région. Ces cupules bien circulaires sont un indice supplémentaire de propagation en mode I pur.

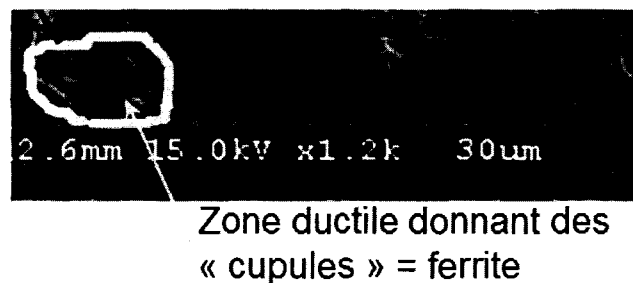


Figure 45 Zoom sur les cupules indiquant une zone de ferrite



Figure 47 Fractographie de l'acier A à 12000X, apparition des stries de fatigues d'environ 0.3 microns

On mesure des stries de fissure de l'ordre de $0.15 \mu\text{m}$ à 1 mm du bord de l'éprouvette. La vitesse de striation est donc de $0.15 \mu\text{m}/\text{cycle}$.

$$a_i = 1\text{mm}$$

$$\Delta K = \sigma \sqrt{\pi \times a_i} = 515 \sqrt{\pi \times 10^{-3}} = 28.86 \text{MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (4.2)$$

Pour l'acier A, la loi de propagation expérimentale est égale à :

$$\frac{da}{dN} = 10^{-11} \times \Delta K^{2.8} \quad (4.3)$$

D'où le résultat de da/dN (vitesse macroscopique) :

$$\frac{da}{dN} = 1.23 \times 10^{-7} \text{ m / cycle} = 0.123 \mu\text{m / cycle} \quad (4.4)$$

L'étude par fractographie donne donc une vitesse de propagation légèrement différente de celle que l'on observe de façon macroscopique. Dans le chapitre discussion il sera rappelé pourquoi ce résultat n'est pas surprenant puisqu'il se situe à un niveau microscopique, ce qui ne permet que l'observation d'une partie de la propagation de la fissure dans le matériau.

Pour conclure sur les résultats de ces observations aux microscopes, on peut relever les points suivants :

- il y a un matage important des surfaces qui recouvre la plupart des zones où l'on recherche les stries de fatigue.
- ce matage provoque aussi le phénomène de recouvrement qui rend difficile la distinction des stries face à une pseudo striation.
- la vitesse de la propagation de la fissure relevée à l'aide de quelques zones protégées est du même ordre de grandeur que la vitesse macroscopique. Ce résultat renforce l'importance de nos résultats.
- on ne distingue à aucun endroit les « toits d'usine » caractéristiques d'un mode III. On peut donc envisager l'étude comme une étude de la propagation en mode I pur.

4.4 Étude métallographique

De la composition de ces trois aciers, indiquée dans les tableaux de l'annexe 5, il est possible de tirer quelques informations :

1. On peut remarquer la présence de 0.25 à 0.3 % de silicium dans les aciers plus récents W et A. Cela a permis de « calmer » l'acier lors de son élaboration. En calmant l'acier, on élimine une grande partie du gaz dissous qui existe dans un métal en fusion et entraîne la formation d'oxydes.

2. La présence de traces de V (0.06 %), dans les aciers A et W, ce qui permet la création de carbure ou nitrure de vanadium avant ou pendant le laminage à chaud. Ces précipités auront pour but de limiter la croissance des grains d'austénite, contribuant ainsi à l'obtention de grain plus fin et donc à une meilleure résistance de l'alliage.

Les métallographies suivantes permettent de comparer ces 3 aciers :

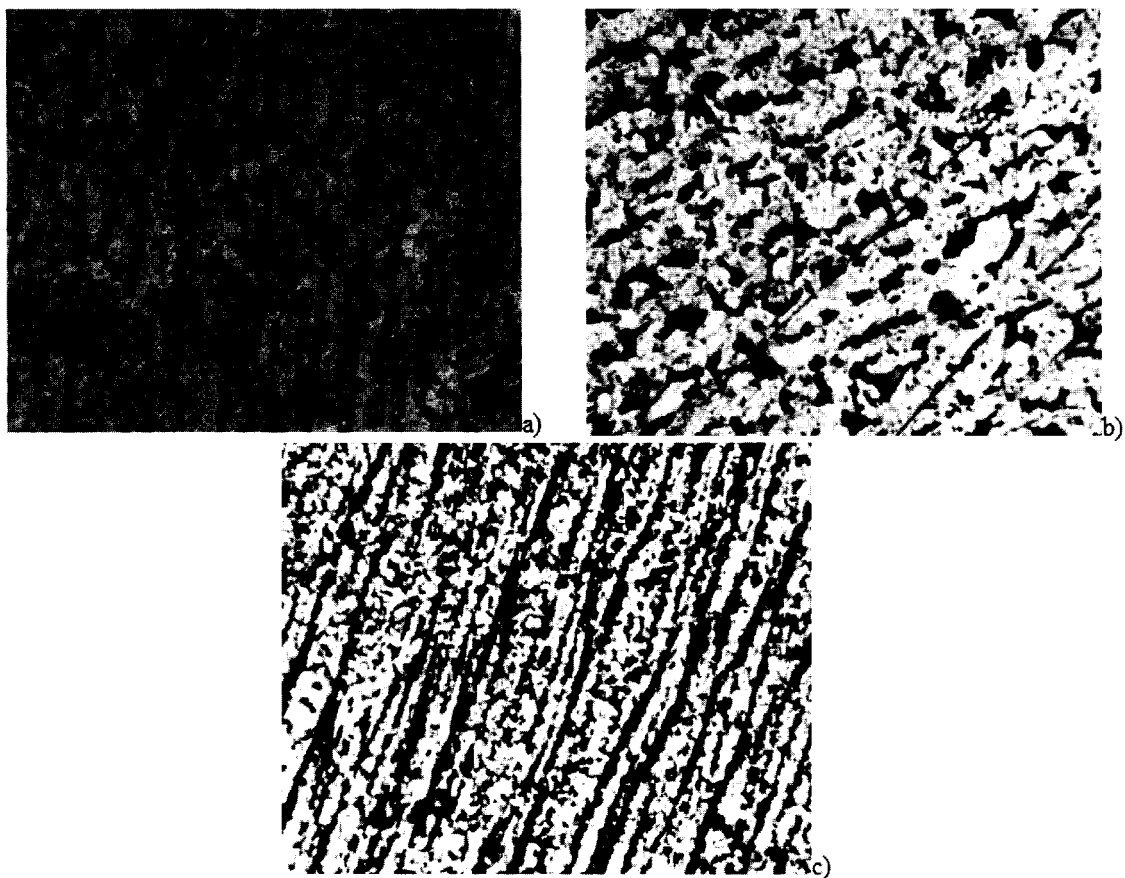


Figure 48 Microstructures des aciers étudiés X 100 et attaqué au Nital, a) acier A, b) acier B et c) acier W.

On peut faire les constatations suivantes à partir de ces micrographies :

1. l'acier W présente une structure en bande très marquée, presque continue, provenant d'un acier laminé à chaud.
2. L'acier A présente la même structure mais avec des bandes perlitiques un peu moins continues. On peut remarquer que la recristallisation est partielle.
3. L'acier B présente une structure fort différente des précédents avec une faible structure en bandes. La déformation plastique de cet alliage est faible. On remarque que la microstructure est moins orientée que pour les deux aciers précédents.

Pour compléter ces observations, des échantillons d'aciers ont été observés au MEB, en coupe longitudinale et transversale.

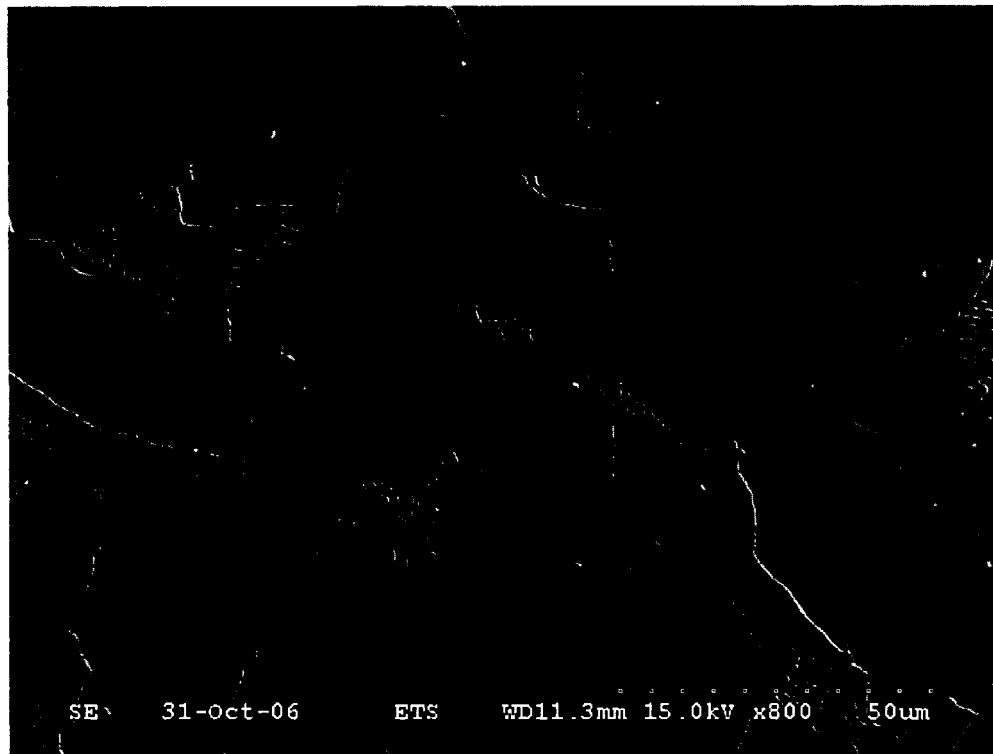


Figure 49 Microstructure de l'acier B au MEB à 800x

La photo précédente montre une métallographie de l'acier B avec les différentes phases, ferrites et perlites. On peut aussi noter la présence d'inclusions qui exercent une influence négative sur la résistance en fatigue.



Figure 50 Inclusion de MnS

L'étude de la microstructure de l'acier A permet l'observation d'une importante différence entre les aciers : l'orientation des grains dans cet acier est sensible.

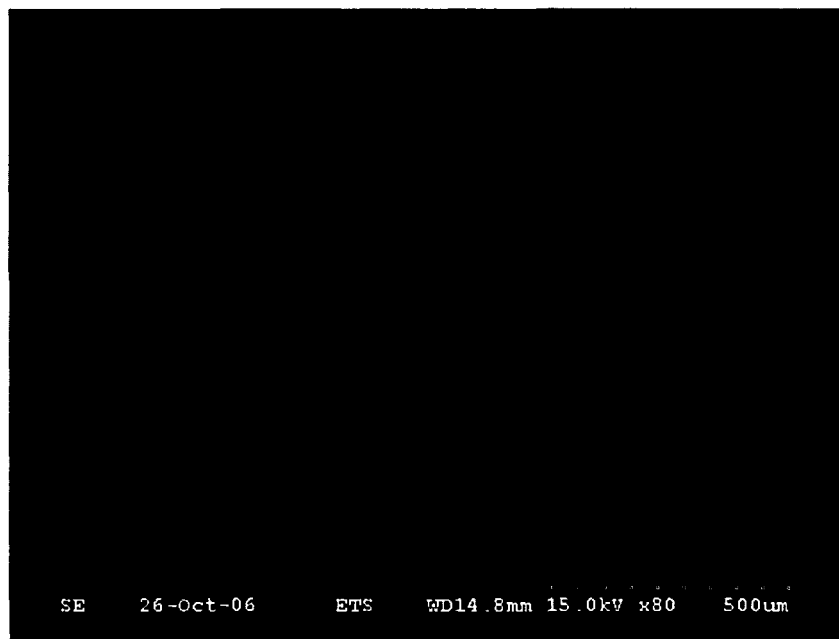


Figure 51 Microstructure de l'acier A à 80x : Orientation de la structure

À plus fort grossissement (figure suivante) il est possible de distinguer différents grains ferritiques ou perlitiques. Certains grains de ferrites présentent des signes de

recristallisation et d'autres une orientation due au laminage. Il faut aussi noter que nous n'avons pas trouvé d'inclusions ou de précipités dans cet acier.



Figure 52 Microstructure de l'acier A à 800x

Les photos de la microstructure proche de la zone de propagation de fissure (dans une microstructure longitudinale d'un échantillon ayant rompu : voir schéma suivant) précisent le mécanisme de la propagation de la fissure. Il est alors possible de chercher à connaître dans quelle phase la fissure s'est propagée préférentiellement.

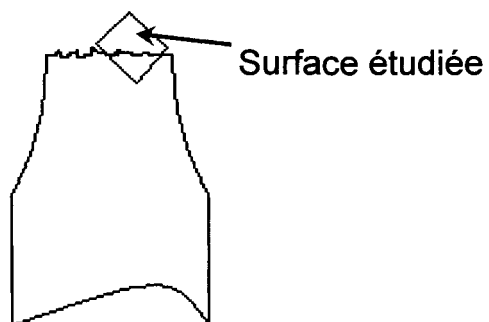


Figure 53 Schéma présentant la coupe longitudinale étudiée de la micrographie suivante Figure 54

La direction du laminage est indiquée sur la photo précédente bien que l'acier présente cette orientation de façon moins évidente que les deux aciers plus récents. La fissure se propage dans la ferrite et parfois jusqu'aux joints de grain entre la ferrite et la perlite (figure suivante).

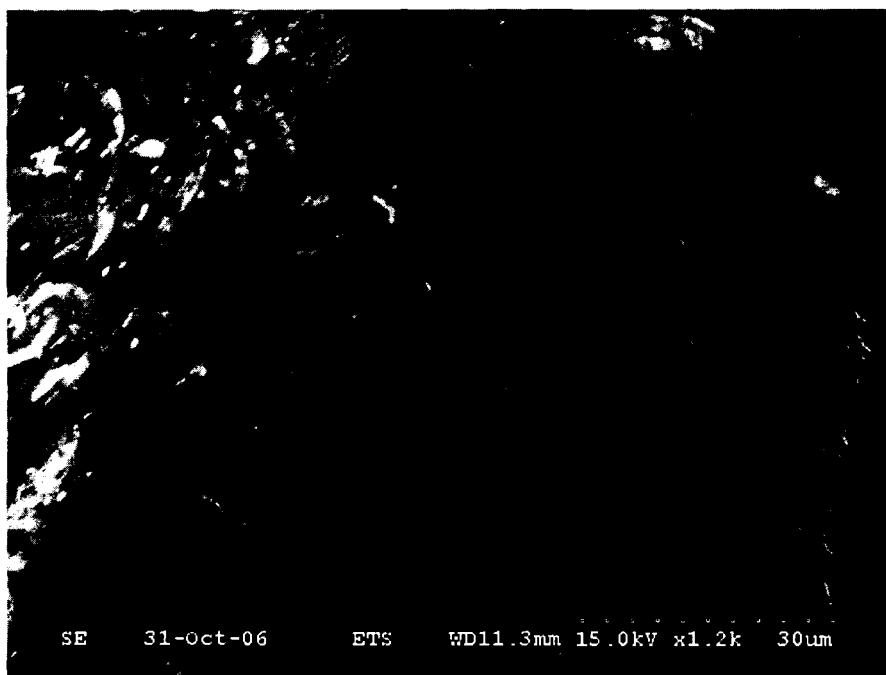


Figure 54 Propagation de la fissure dans la perlite, acier B à 1200x

On découvre une image de la bordure d'une éprouvette rompue, donc la microstructure d'une des surfaces de la fissure qui s'est propagée dans l'éprouvette. À droite, les grains que la fissure a traversé ou contourné suivant son mode de propagation. On peut essayer de rapprocher les photos de fractographies présentées plus tôt avec cette dernière observation. On arrive alors à expliquer l'existence de ces pseudo stries et de l'extrusion des lamelles de perlite lors de la sollicitation à $R < 0$.

CHAPITRE 5

DISCUSSION

5.1 Vitesse de propagation de la fissure

La méthodologie présentée dans le chapitre 3 a permis de tracer les courbes de vitesse de propagation des fissures dans les différents aciers. On présente les résultats selon la méthode proposée par Paris, $da/dN = C \Delta K^n$ où « C » et « n » sont des constantes qui dépendent du matériau, du milieu, de la fréquence et de la température.

Le graphe suivant présente la synthèse de ces résultats :

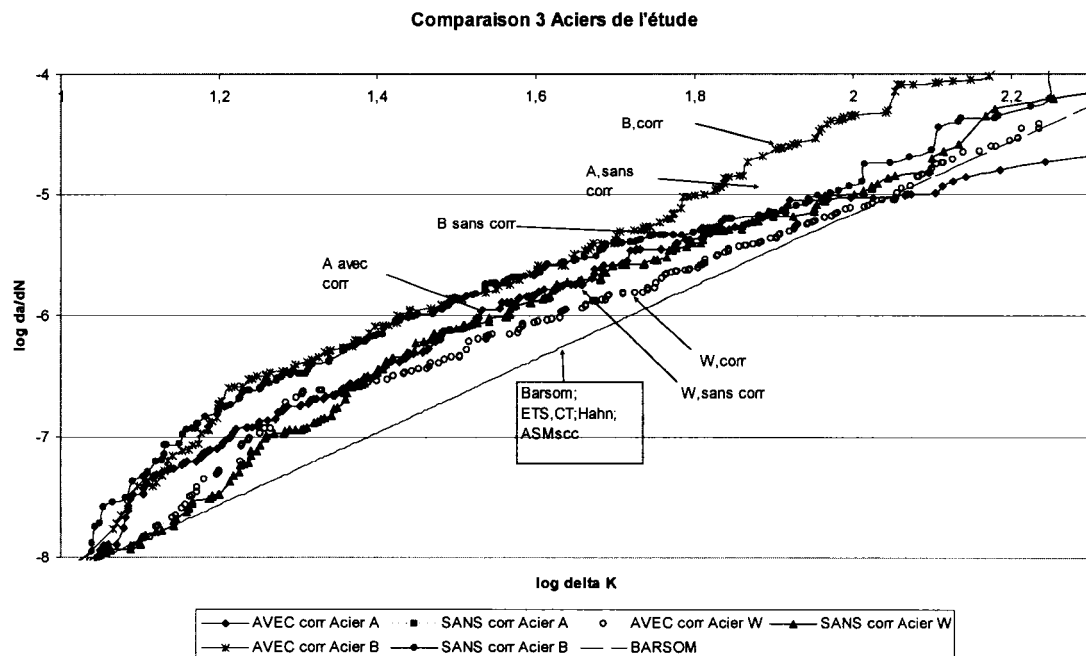


Figure 55 Cumul des résultats des 3 aciers, avec ou sans NaCl

La **Figure 55** montre la comparaison entre les 3 aciers que nous avons étudié, avec et sans corrosion. Tandis que la droite que l'on aperçoit en dessous représente la moyenne des résultats obtenus par Barsom et al. [8] mais aussi les résultats du précédent rapport [2], les travaux de G.T. Hahn et les résultats décrit dans un handbook de l'ASM.

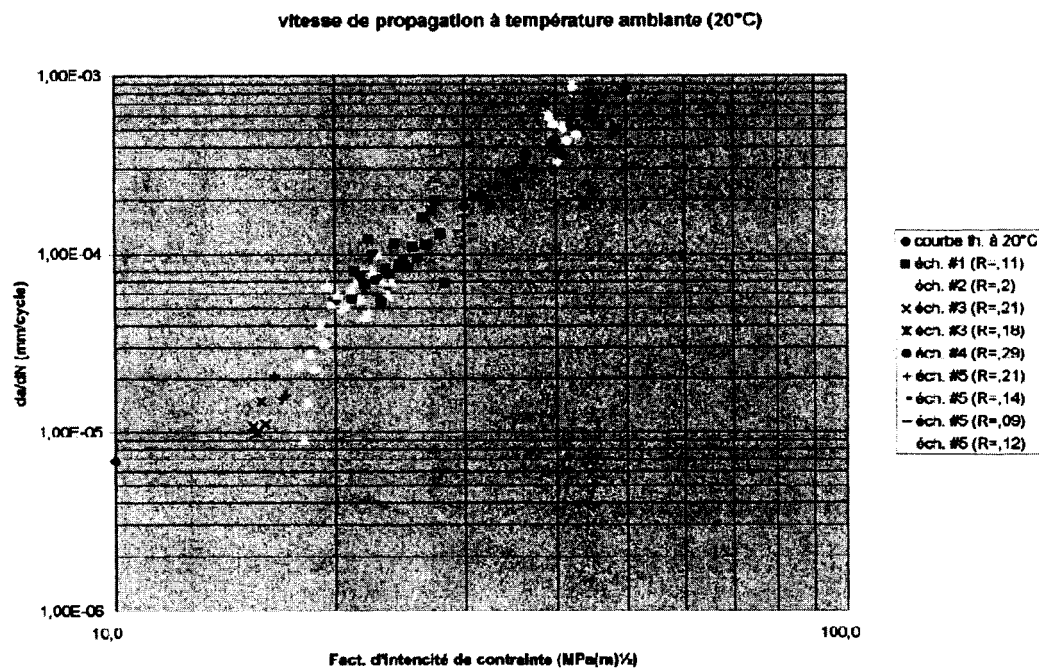


Figure 56 Comparaison des vitesses de propagation [1].

Ces courbes ont été obtenues à partir d'éprouvettes CT. La première (Th à 20°C) provient des travaux de J. Barsom [8]. Les courbes suivantes (échantillons de 1 à 5) proviennent des travaux de Masounave et Lafontaine [1] en 1998.

On peut remarquer que les différences de vitesse de propagation ne sont pas très importantes en fonction des aciers et de leur environnement, compte tenu de la marge d'erreur de ce type d'expérience qui représente environ $\pm 10\%$. Néanmoins on peut constater une légère tendance, l'acier W avec ou sans corrosion a un comportement plus acceptable que les aciers A ou B où la différence de comportement est difficile à établir. Par exemple, pour $40 \text{ MPa.m}^{1/2}$, la valeur de da/dN , pour les aciers A et B avec

ou sans corrosion, varie entre $1.3 \cdot 10^{-6}$ et $2.5 \cdot 10^{-6}$ mm/cycle, tandis que pour l'acier W cette valeur varie entre $1.25 \cdot 10^{-6}$ et $8.7 \cdot 10^{-7}$ mm/cycle.

Ces résultats permettent aussi d'obtenir les valeurs moyennes des constantes C et n de la loi dite de Paris, pour les 3 aciers selon la présence ou non de NaCl. Le tableau suivant regroupe ces lois de vitesse de propagation de fissure pour les 3 aciers étudiés et pour quelques aciers relevés dans la littérature.

Tableau II

Compilation des lois de propagation pour les aciers

Acier	C (mm/cycle)	n	Conditions connues	Sources
Acier B	$10^{-8.5}$	3.1	R=-1, f=0.3 Hz	Essais Expérimentaux
	10^{-8}	2.7	R=-1, f=0.3 Hz Brouillard salin	
Acier A	10^{-8}	2.7	R=-1, f=0.3 Hz	
	$10^{-8.5}$	2.8	R=-1, f=0.3 Hz Brouillard salin	
Acier W	$10^{-8.5}$	2.8	R=-1, f=0.3 Hz	
	$10^{-8.8}$	3.1	R=-1, f=0.3 Hz Brouillard salin	
Acier de construction	6.8×10^{-9}	3	CT, R=0.05	Rapport ETS 1998 [8]
A36	7×10^{-9}	3	CT, R=0.1	Barsom [1]
A533 B1	10^{-7}	3.3	R=0.1, Air ambient à 24°C	Atlas of Fatigue Curves, ASM [43]

Tableau II (suite)

Acier bas carbone	10^{-9}	3	f = 20 Hz *	Atlas of Stress-Corrosion, ASM [44]
	10^{-7}	2.7	f = 6.5 Hz Ambiance marine (eau salée) *	
A533 B1	10^{-10}	3.669	R=0.05, 0.1 < f < 10 Hz, sous vide	L.A. James [45]
Fe-3Si	5.3×10^{-9}	3	*	G.T. Hahn [7]
XC38	2×10^{-9}	3.5	R=-1	De Freitas [11]
1020	10^{-8}	3	*	Hertzberg [46]

On peut remarquer une certaine corrélation dans les résultats (tableau précédent et **Figure 57**), pour cette comparaison nous avons relevé les données des auteurs suivants, Barsom et al. [1], Freitas et al. [11] et dans l'Atlas de l'ASM [44]. Il faut se rappeler que les auteurs cités utilisent des éprouvettes et des essais différents des nôtres. On peut trouver à l'annexe 10 [9] la compilation de différentes lois de propagation regroupées selon le matériau, le mode de sollicitation et l'incorporation de différents paramètres tel que R. Cette liste regroupe un certain nombre de résultats qui nous permettent de faire la remarque suivante. La dispersion apparente des résultats en fatigue appelle à faire montre de précautions.

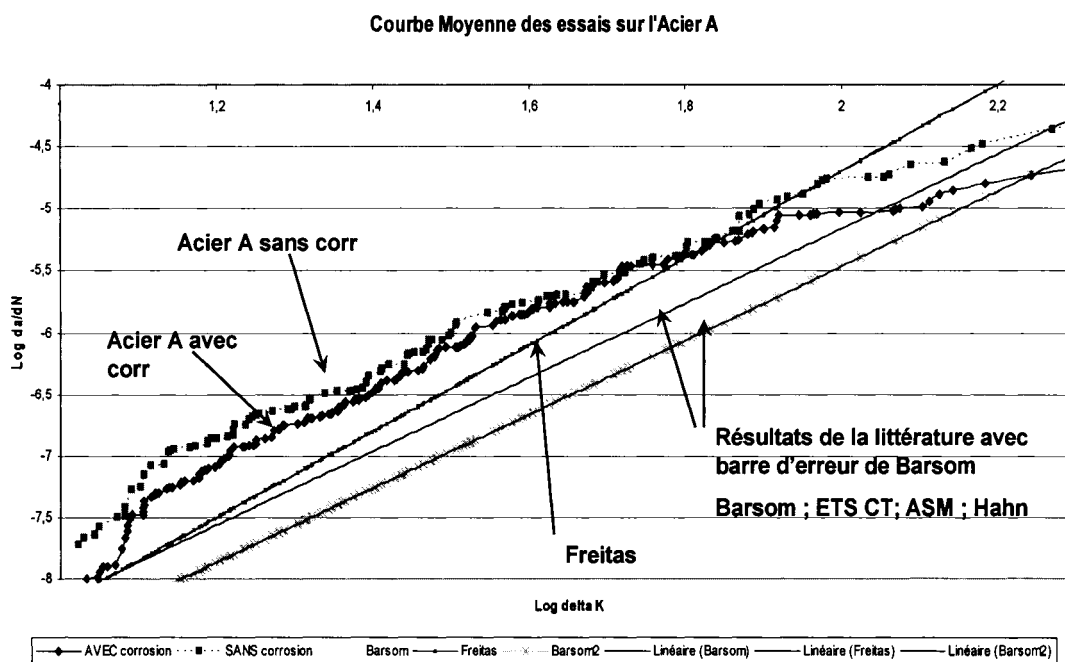


Figure 57 Comparaison des résultats obtenus avec la littérature

On constate que l'ensemble de nos résultats se situe au dessus de ceux obtenu par Barsom ou lors de la précédente étude réalisée à l'ÉTS avec des échantillons CT. Cette différence atteint un maximum d'environ une décade pour l'acier A.

Dans les paragraphes qui suivent, il sera discuté des raisons possibles de cet écart entre les résultats et nous passerons en revue, une possible erreur de calcul, l'effet d'un chargement mixte I/III engendré par la sollicitation par flexion rotative et finalement l'effet de $R=-1$.

La majorité des courbes ont été obtenues pour $R < 0$ et présentent des vitesses de propagation plus faible. L'influence du rapport R sera discutée dans un des paragraphes subséquents bien que cette remarque ait déjà fait l'objet d'une discussion dans le chapitre de revue de la littérature.

5.2 Analyse de la striation

La mesure de la striation par microscopie à balayage a été une des premières mesures que nous avons réalisé, afin de vérifier si les vitesses de propagation que nous calculons étaient du bon ordre de grandeur.

La striation est un phénomène se produisant lors de la propagation de la fissure. À chaque cycle le matériau peut être « marqué ». La zone plastique qui se crée en fond de fissure laisse ainsi une trace qui pourra être observée après la rupture si il n'y a pas eu trop de « matage »; phénomène important surtout pour les valeurs négatives de R .

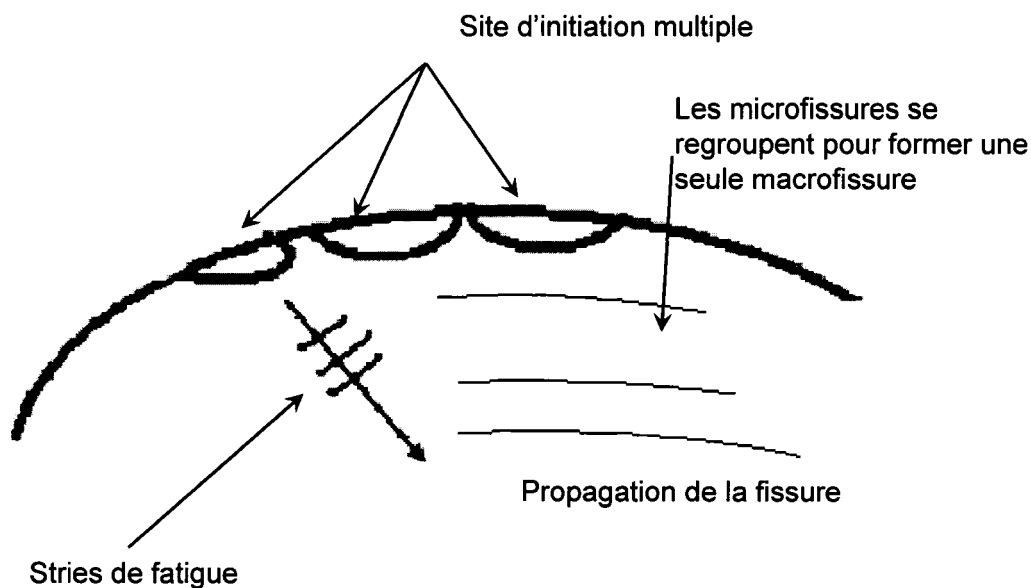


Figure 58 Schéma de présentation des stries de fatigue

La vitesse de striation peut être mesurée à partir des fractographies des surfaces obtenues par microscopie électronique à balayage (MEB). Ces fractographies ont été présentées dans le paragraphe précédent.

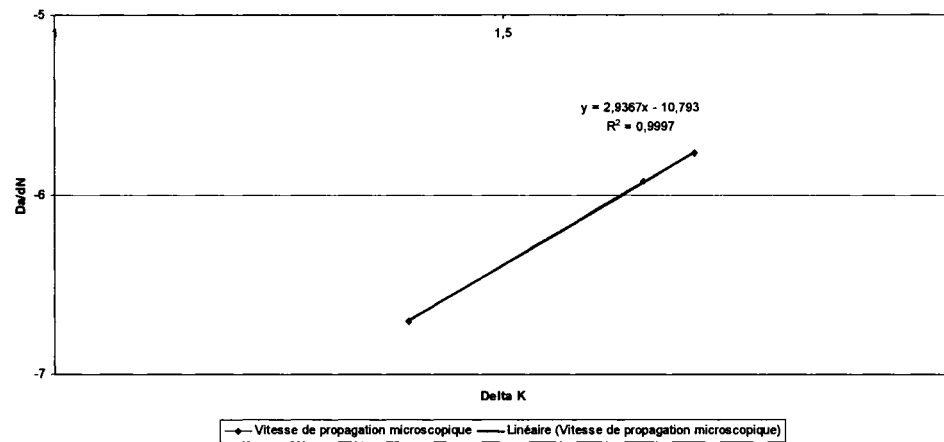


Figure 59 Vitesse de propagation obtenue grâce à la mesure des striations

Les vitesses de propagation ont donc été obtenues de deux façons différentes :

- Mesurées (**Figure 59**): à partir des observations au MEB (vitesse microscopique), il est possible de relever la distance entre les stries. Connaissant la distance de la surface on trouve la valeur de « a ». On connaît ainsi la longueur de la fissure et la distance entre les stries. On a mesurer da/dN et l'on peut calculer la valeur de ΔK .
- Calculées (vitesse macroscopique) (**Figure 60**): à partir des valeurs de déflexion δ qui dont les mesures sont explicitées au chapitre 3.

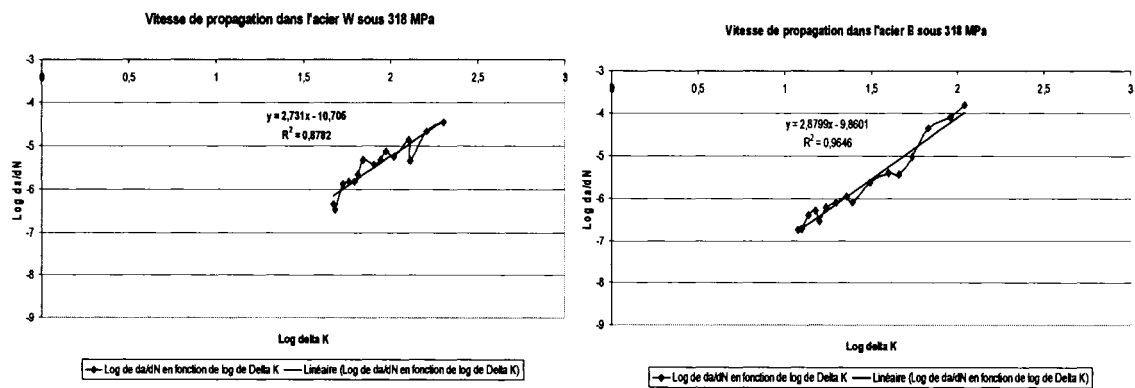


Figure 60 Vitesses de propagation pour les aciers B et W

On constate qu'il existe une différence entre la mesure au MEB et les mesures et calculs réalisés de façon macroscopique (mesure de la déflexion).

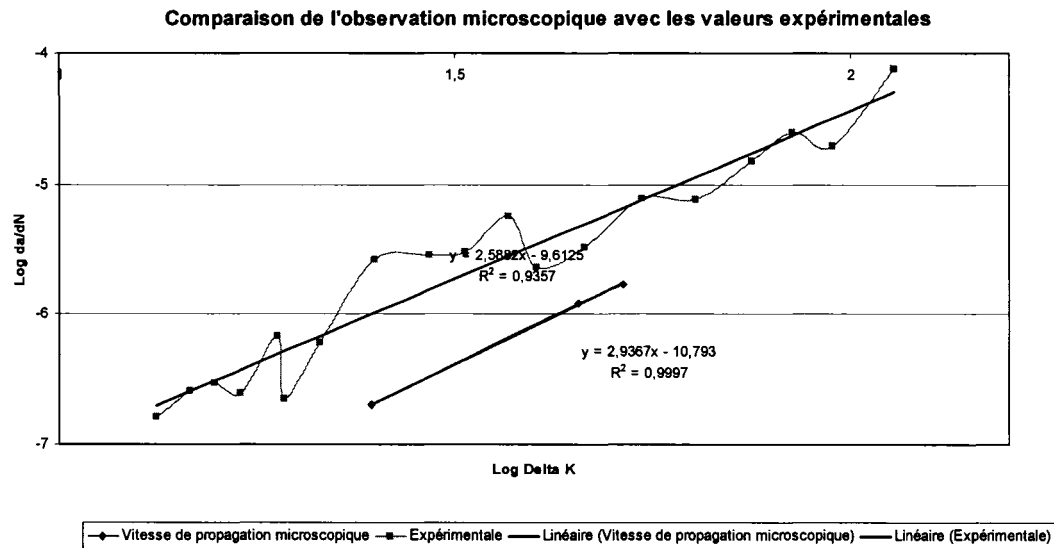


Figure 61 Comparaison entre les vitesses de propagation microscopique et macroscopique

Ces différences peuvent aisément s'expliquer. La mesure par microscopie électronique ne se fait qu'en un point très précis du matériau, un grain du matériau qui aura gardé les informations que l'on observe. Dans ce grain, la fissure peut s'être propagée dans une direction différente de celle observée macroscopiquement si les grains qui l'entourent ont déjà cédé à la fissure (des grains durs de cémentite par exemple). Il est donc normal d'obtenir des variations entre les valeurs observées au microscope (qui dépendent du grain et de son environnement) et les valeurs macroscopiques. Selon Lieurade [2], une comparaison peut être effectuée sur une plage importante de ΔK .

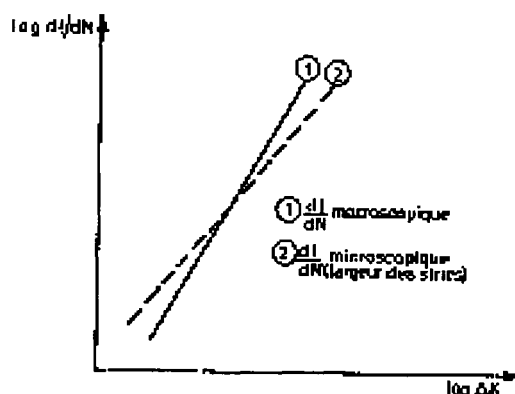


Figure 62 Vitesses de propagation micro et macroscopique [2]

Il est admis que la vitesse de propagation locale (striation) ne correspond pas exactement à la vitesse de propagation macroscopique. Cette différence s'explique par le comportement local de la fissure. Certains grains présentent des stries tandis que d'autres rompent fragilement (clivage) ou ductilement (cupules). Les deux vitesses restent pourtant du même ordre de grandeur. La mesure de la vitesse de striation permet donc de valider le calcul proposé à partir des mesures de la déflexion.

5.3 Mode complexe de chargement

Il faut alors reprendre l'étude du mode de chargement pour savoir si l'on peut simplifier le cas particulier des essais de flexion rotative ou s'il faut envisager l'interaction de plusieurs modes de sollicitation au cours du cycle. Les études en mode mixte ayant déjà été abordées dans la revue de littérature, nous avons vu l'importance que peut avoir ce type de chargement complexe.

On constate après une étude de résistance des matériaux que le mode III n'intervient pas dans la propagation de la fissure si l'on a un banc d'essai qui élimine tous les frottements au niveau de l'application de la charge. En effet, si l'on supprime ces frottements il n'y aura aucune charge appliquée en cisaillement au niveau de l'extrémité de la section de l'éprouvette.

Nous pouvons conclure que dans le cas d'un essai en flexion rotative, le mode de sollicitation peut être assimilé à une sollicitation simple. Les composantes en mode II ou III n'étant pas suffisante pour avoir un effet significatif sur le mode de propagation de la fissure.

5.4 Calcul du facteur d'intensité de contrainte K

Le calcul du facteur K que nous avons proposé nécessite l'énoncé de deux importants commentaires :

- la simplification de calcul

$$K = \alpha \times \sigma \sqrt{\pi a} \times F(a/r) \quad (5.1)$$

la simplification de $F(a/r)$ égale à l'unité, est justifié.

- la mesure de la longueur de la fissure est délicate, il est rare que la propagation de la fissure se produise symétriquement.

Reprenons ces deux remarques. Dans la littérature (Tada [5]) il est possible d'obtenir la variation de la fonction F en fonction de la longueur de la fissure et/ou de la taille du ligament.

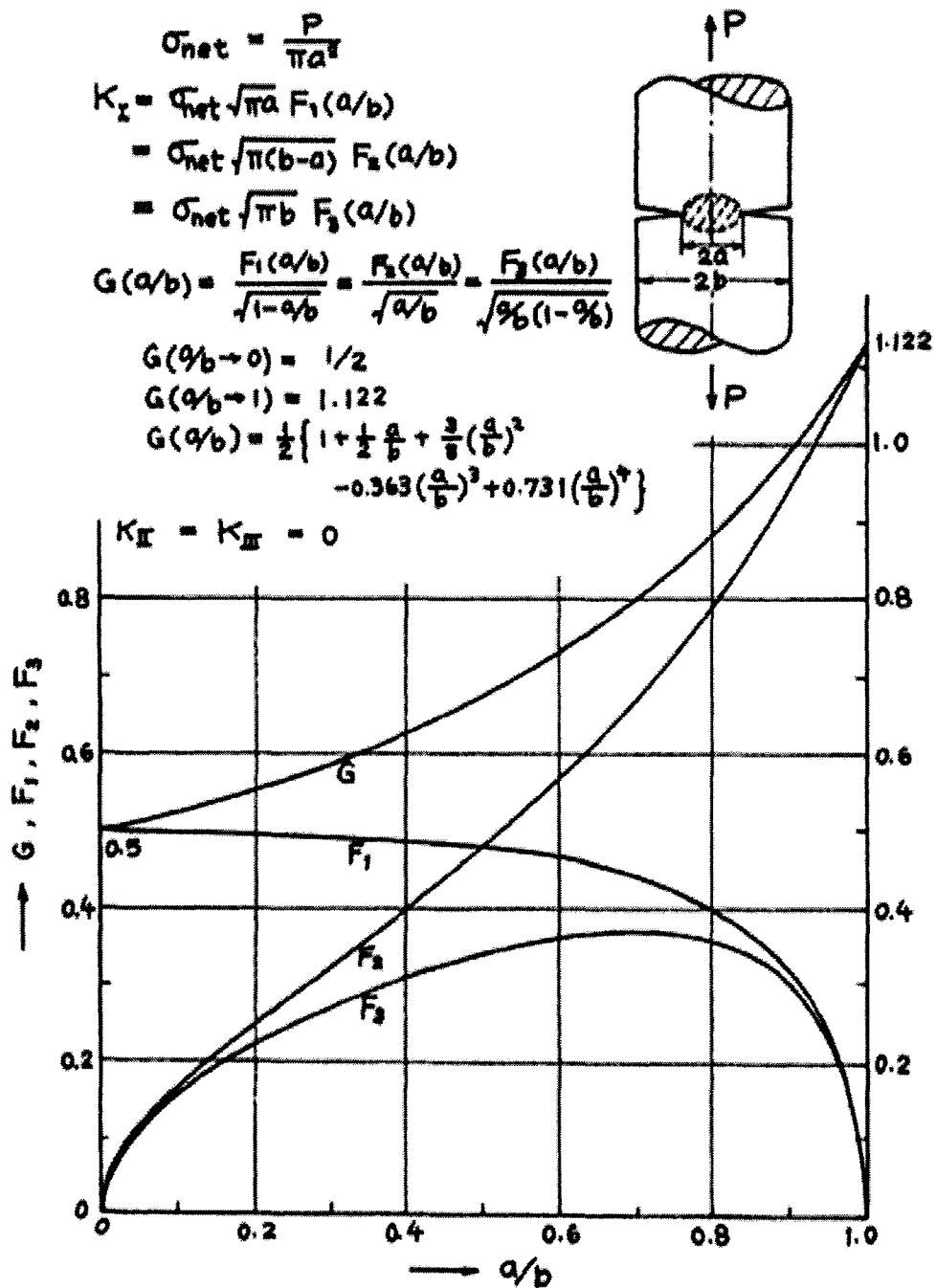


Figure 63 Facteur de forme F [5]

Ce résultat est obtenu en mode I pur, pour des éprouvettes cylindriques avec un chargement uniaxial. Les mesures que nous avons effectuées se situent pour des rapports a/b compris entre 0.8 et 0.95, c'est-à-dire pour des variations de F_2 comprises entre 0.8 et 1. L'approximation est donc justifiée.

D'autre part, nous avons supposé que le mode I est prépondérant. La contrainte appliquée est donc obtenue à partir du calcul simple de la déflexion d'une poutre encastrée :

$$\sigma = \frac{M \times c}{\frac{\pi R^4}{4}} = 4 \times \frac{M \times c}{\pi (R_2 - a)^4} \quad (5.2)$$

Pour vérifier que cette hypothèse n'introduit pas d'erreur importante, nous allons utiliser les résultats de fractographie pour calculer la valeur de K_{Ic} , et cela en utilisant 2 méthodes distinctes. Si les résultats sont cohérents, cela devrait permettre de confirmer la précision du calcul.

À partir des mesures de la rupture finale, il est possible d'extrapoler une valeur de la ténacité K_{Ic} .

$$\begin{aligned} K_C &= \sigma \times \sqrt{\pi a_C} \\ K_C &= \frac{4 \times P \times L}{\pi} \times (R_2 - a_C)^{-3} \times (\pi a_C)^{1/2} \end{aligned} \quad (5.3)$$

La longueur « a_c » correspond à la longueur de la fissure au moment de la rupture finale.

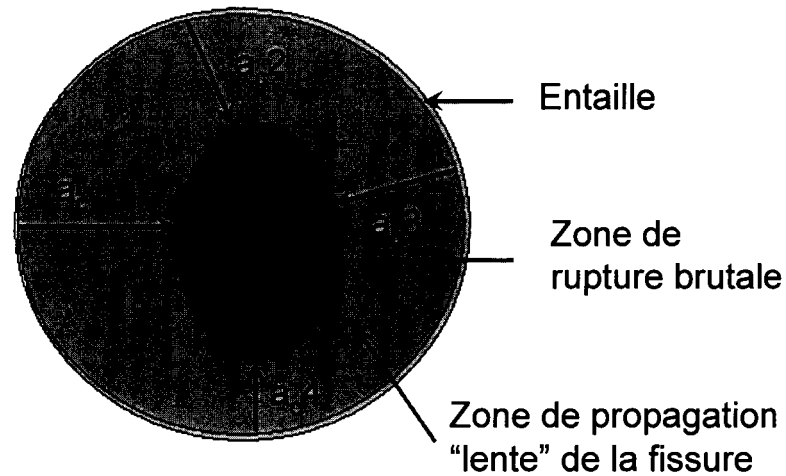


Figure 64 Mesure de la taille de la fissure, a_c , au moment de la rupture

Pour prendre en compte le fait que le ligament final n'est pas toujours correctement centré, la longueur « a_c » est calculée par la moyenne des longueurs mesurées à partir du bord de l'entaille au bord de la zone de rupture finale (sur la figure précédente :

$$\overline{a_c} = \frac{1}{n} \sum (a_{ci}) \text{).}$$

Ce calcul de la ténacité n'a été effectué que sur les éprouvettes qui présente un faciès de rupture permettant une mesure nette, où il est aisé de déterminer la rupture finale car elle est bien centrée. Les **Figure 64** et **Figure 65** sont des exemples qui permettent un calcul simple de K_{Ic} .

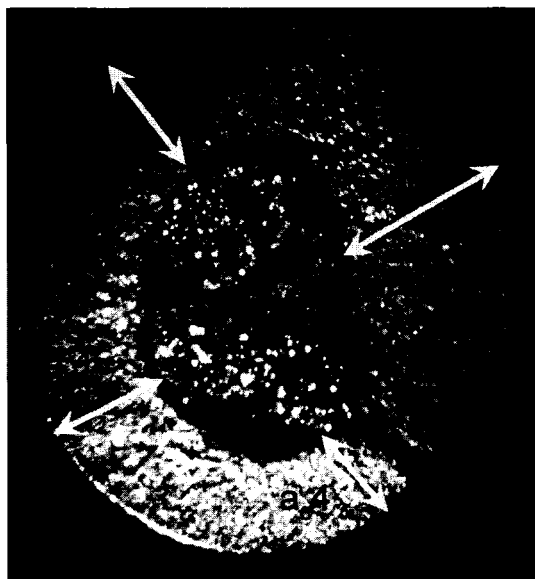
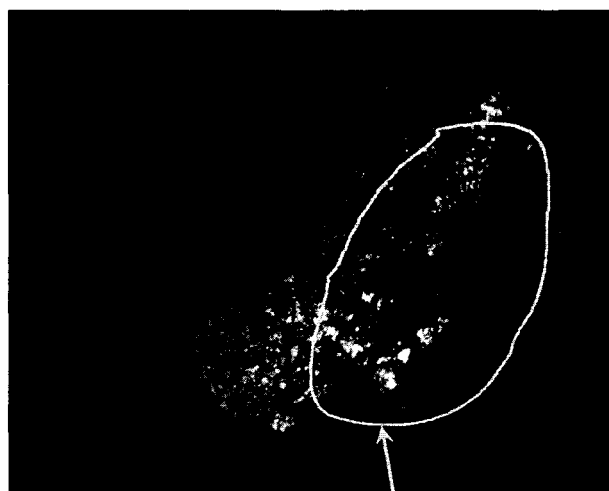


Figure 65 Fractographie d'une rupture centrée acier A 410 MPa 15x

Certaines des éprouvettes présente une rupture finale qui paraît excentrée comme le montre la **Figure 66**. Cette fractographie montre la propagation d'une seule fissure après la période d'initiation.



Rupture finale décentrée

Figure 66 Fractographie d'une éprouvette à rupture asymétrique à étudier selon le calcul de Raju et Newman [15]

Le calcul de la ténacité sur ces éprouvettes peut se faire de la même manière que précédemment. Il faut recourir à un calcul de K utilisé lorsque la fissure est considérée comme unique et de forme semi-elliptique. Ces calculs ont été validés dans l'étude menée par De Freitas et François [11], qui utilisent eux-mêmes les résultats de Shiratori et al. [16] et le modèle de Raju et Newman [15]. Les détails de ces calculs ont été présentés dans le chapitre de revue de la littérature. En résumé on obtient l'équation suivante :

$$K = \sigma \times \sqrt{(\pi \times a)} \times F(a / R_2) \quad (5.4)$$

La fonction $F(a/r)$ est une fonction de correction qui intègre l'effet de bord qui rentre en ligne de compte lorsque la fissure ne se propage pas dans un milieu « infini ». Dans le cas d'une fissure unique elliptique dans des éprouvettes de flexion rotative, De Freitas et François [11] ont calculé la valeur de $F(a/r)$:

$$F(a / R_2) = 0.63424 - 0.29743(a / R_2) + 0.07408(a / R_2)^2 + 0.48717(a / R_2)^3 \quad (5.5)$$

Il est alors possible de calculer la valeur de K_{Ic} en mesurant sur les éprouvettes brisées la longueur de la fissure a_c au moment de la rupture brutale :

$$K_{Ic} = \sigma \times \sqrt{(\pi \times a_c)} \times F(a_c / R_2) \quad (5.6)$$

Il faut tout de même remarquer que De Freitas a simplifié le calcul en posant l'hypothèse de fissures courtes (afin d'éliminer le facteur Q de l'équation de Raju et Newman). Dans notre cas d'étude pour le calcul de K_{Ic} , nous ne respectons que rarement cette hypothèse. Par contre pour les fissures de petites dimensions. Lors du calcul de la vitesse de propagation, l'hypothèse est acceptable car les fissures ne dépassent pas l'ordre du millimètre. On peut cependant considérer ce calcul comme acceptable pour les charges importantes car lors de la rupture finale les fissures sont suffisamment petites.

Tableau III

Ténacité calculée à partir des fractographies des échantillons rompus

Contraintes	B		W		A	
	Sans	Avec	Sans	Avec	Sans	Avec
240				13,7**		20* / 16
240				19* / 15,2		
255		20**		12,5**		18,88**
280	35,4* / 28,32	18,25* / 14,6	28,3**	24,7* / 19,76	32,5**	15**
280	26,32* / 21,05		29,8**	25* / 20		11,45**
280			28,75**			13,75**
280			31,5**			
315	26**		27,85**		36,6**	
315			31,25**		33* / 26,4	
355	29,6* / 23,68					
355	27,8**					
400	33,25* / 26,6		38,3* / 30,64		37* / 29,6	
400			38,4* / 30,72			
510	39,4* / 31,52					
Moyenne	31±4 26,4 ± 3	19±2 17,3 ± 3	31.75±5 29,85 ± 2	19±4 16,2 ± 3	35±3 31,3 ± 4	16±4 15 ± 3

* valeurs calculées à l'aide de la moyenne des a_c en **gras** les valeurs avec facteur de forme de 0.8 selon la **Figure 63**

** valeurs calculées à l'aide du facteur de correction [11]

Ces deux méthodes de calcul donnent des résultats comparables. La ténacité calculée grâce à l'étude de la fractographie des éprouvettes rompues est comprise entre 31 MPa.m^{1/2} et 35 MPa.m^{1/2} pour les aciers lorsque l'atmosphère n'est pas salée. On constate une baisse de cette valeur de ténacité en milieu de corrosion. Ainsi les valeurs

sont comprises entre 16 et 20 MPa.m^{1/2}. Il faut souligner que les valeurs calculées sont indépendantes de la forme du ligament final. Du point de vue de la ténacité, à l'atmosphère ambiante comme en présence de sel, il est difficile de différencier les 3 aciers. En tenant compte des incertitudes des mesures, on peut seulement indiquer une différence entre les valeurs sans corrosion et avec corrosion.

On constate que le facteur de forme provenant de la **Figure 63** permet de rapprocher les valeurs des deux sortes de calculs dans la plupart des cas. On peut aussi déduire de ces résultats que l'hypothèse de calcul n'a pas introduit d'erreur importante dans le calcul de K. Le calcul de ΔK lorsque l'on cherche à tracer les courbes de vitesse de propagation est acceptable. En effet, pour des fissures elliptiques ou axisymétriques, les valeurs de K_c sont très comparables. De même, les vitesses de propagations calculées dans ces deux cas sont aussi semblables. Cette convergence entre les deux modes de calcul permet de considérer que la méthode de calcul proposée est acceptable.

5.5 Influence du rapport R

5.5.1 Concept d'ouverture/fermeture

Comme nous l'avons présenté lors de la revue de la littérature, il est généralement admis que l'effet du rapport des contraintes R est de translater les courbes de vitesse de propagation tout en conservant la pente de la loi de Paris. Pourtant, il a aussi été montré dans cette revue de la littérature, que la discussion se poursuit encore aujourd'hui sur le pourquoi de cette translation et donc sur l'effet de R.

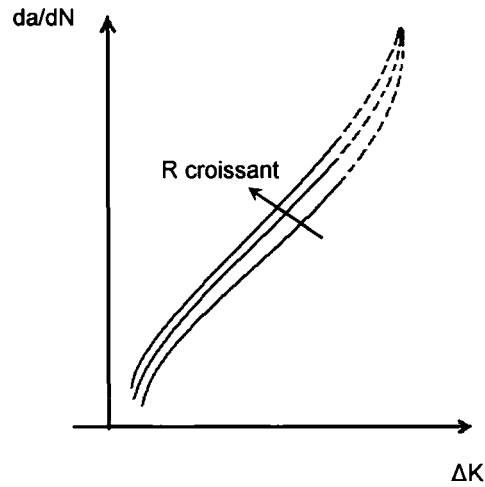


Figure 67 Effet de R croissant sur les courbes de Paris

D'une façon générale cette variation est décrite par les concepts suivant le principe d'Elber :

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_R = f(R) \times \left(\frac{da}{dN}\right)_0 \quad (5.7)$$

avec $f(R)$ qui diminue lorsque R augmente et $R > 0$.

Rappelons la théorie d'« ouverture » que proposa Elber [18;19] qui consiste à introduire un facteur U comme le rapport entre le ΔK_{eff} et le ΔK réel. Il introduit dans son expression le rapport R , mais uniquement pour des R positifs, car il soutient que la partie négative du cycle, lorsqu'elle existe, n'intervient pas dans la propagation. Il faut en effet se rappeler que la fissure ne se propage rapidement que lorsqu'elle est en traction, c'est-à-dire en mode d'ouverture. Cet auteur propose d'utiliser un ΔK_{eff} permettant de ramener la courbe de vitesse de propagation en une unique droite quelque soit le R du mode de sollicitation :

$$\Delta K_{eff} = (K_M - K_{op}(R)) \quad (5.8)$$

Mais le calcul de ce coefficient dépendra de la nature et de la réponse à la plastification en fond de fissure du matériau étudié.

Ces relations 5.7 et 5.8 sont principalement valables pour des valeurs positives de R . La situation est beaucoup plus confuse dans les cas où $R < 0$. Un double effet se produit : le matage et/ou la plastification. En effet, lors de la fermeture de la fissure, on peut définir un $P_{\text{fermeture}}$ qui indique le moment où les deux lèvres se touchent. En dessous de cette valeur il se produit d'une part un matage de la surface et aussi une plastification, pendant la compression du matériau. Cet effet géométrique (les lèvres qui se touchent) est attribué à la rugosité et à la formation d'oxyde ou de produit de corrosion.

5.5.2 Concept de plastification et rugosité

Silva [30] a modifié l'approche proposée par Elber pour les $R < 0$. Il suppose que le concept d'« ouverture » et de « fermeture », pour la partie négative d'un cycle, n'est pas adéquat pour décrire la propagation des fissures dans les chargements avec $R < 0$. Il affirme que la partie en compression du chargement joue un rôle significatif dans la propagation et que cette influence varie selon le matériau sollicité. Déjà, dans un article publié en 2004 [27], il affirmait que les zones plastiques, monotones et cycliques, jouent un rôle prépondérant dans la croissance de la fissure et considère qu'un principe d'accumulation des dommages ou des contraintes serait plus adéquat pour expliquer la propagation. Ainsi, au lieu de chercher à calculer un ΔK_{eff} , il vaut mieux considérer l'« histoire » du matériau traversé par la fissure. En étudiant la plastification en fond de fissure selon le mode de chargement, il est possible de constater que les modes de plastification des matériaux diffèrent selon leurs propriétés intrinsèques. On trouvera dans le paragraphe 5.5.3 un classement selon le mode de plastification du matériau dans la zone en avant de la fissure.

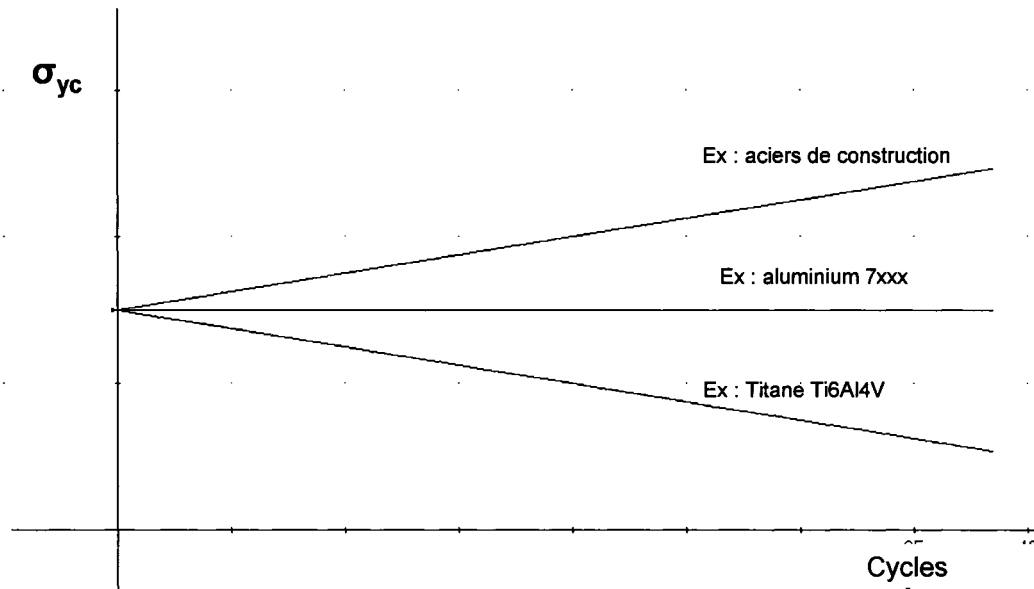


Figure 68 Variation de σ_y en fonction de la réponse cyclique du matériau

Le concept de « fermeture » n'est donc pas la seule explication qui est envisageable pour comprendre l'influence du facteur R , surtout pour les cas où $R < 0$. Dans ce mécanisme, deux facteurs deviennent prépondérants, la rugosité de la rupture et la plasticité du matériau. La rugosité peut être importante, surtout dans le cas d'une propagation intergranulaire qui par définition ne se propage qu'en suivant le contour des grains.

5.5.3 Effet de consolidation ou d'adoucissement cyclique

La variation de la limite d'élasticité n'est pas suffisante pour prédire la réaction d'un matériau, aussi bien pour des valeurs positives que négative du rapport R . Il a été montré que le durcissement cyclique exerce un rôle très important. Lorsque ce durcissement cyclique augmente, il entraîne une augmentation de P_{op} . Cette explication s'applique principalement pour les matériaux sensibles à l'écrouissage. Signalons encore que l'effet de la rugosité joue un rôle très faible dans le cas de $R < 0$. En dessous de la valeur de fermeture, la contrainte ne sert qu'à écrouir la zone plastique cyclique.

Il s'établit alors des contraintes résiduelles de compression dans cette zone plastique lorsque ce matériau est soumis à une consolidation cyclique positive. Ainsi le K_{op} augmente lorsque le durcissement cyclique augmente. C'est le cas des aciers testés dans ce projet et des aciers à roulement à billes testés par Beevers [31] (probablement du C52100), mais aussi l'acier Ck45 (AISI1045) [24; 30] et l'aluminium 7049 survieilli [47]. La zone plastique cyclique est plus dure, ce qui entraîne une augmentation de la vitesse de propagation. En général, la taille de la zone plastique cyclique, pour des valeurs négatives de R , est contrôlée par σ_{max} ou plus exactement $-\sigma_{max}$.

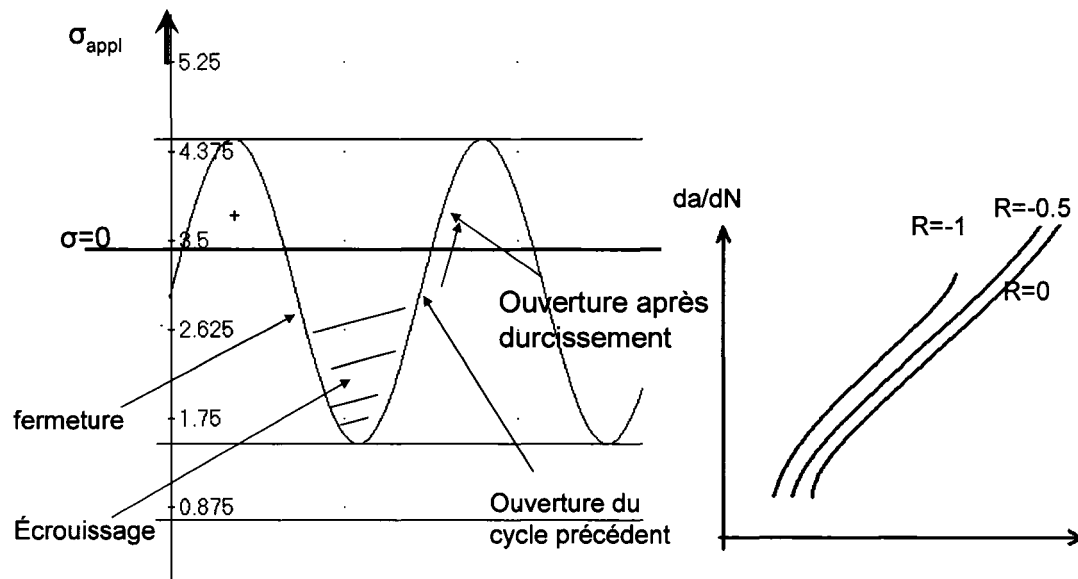


Figure 69 Effet de la sollicitation cyclique sur un matériau qui consolide

Pour le cas de « n' » (coefficient d'écrouissage du matériau) négatif, le matériaux s'adouci sous l'effet de la déformation plastique. C'est le cas des essais de Silva [30] avec le titane Ti6Al4V et l'acier 34CrNiMo6 des aciers Q1N trempés et revenus [49], des superalliages base nickel Udimet 720 [50] et des aluminiums 7049 n'ayant pas dépassé le traitement T6 [47] et finalement dans l'article de Topper [48] pour de l'aluminium 2024. On découvre ainsi que les aciers au carbone et les aciers austénitiques durcissent tandis que les aciers maraging s'adoucissent.

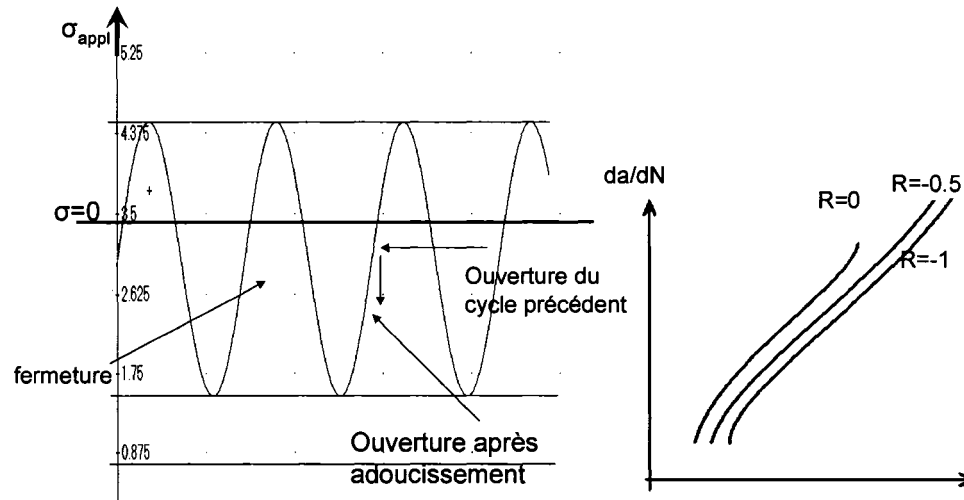


Figure 70 Effet de la sollicitation cyclique sur un matériau qui s'adoucit

Il existe cependant des cas intermédiaires où la vitesse de propagation n'est pas affectée par la variation de R . On trouve cette affirmation dans l'article d'Hourlier [12] pour de l'acier à axe de roue de chemin de fer (26 NCDV 14) et l'aluminium 7175 étudié par Silva [30].

En fatigue, il faut donc prendre en compte les zones en bout de fissure qui vont plastifier. Deux zones seront à distinguer : une zone monotone, R_{pM} , correspondant à la zone plastifiée par l'ouverture de la fissure, et une zone qui dépend des cycles de sollicitation, R_{pC} , par la compression engendré lors de la fermeture.

Si l'on cherche à calculer les tailles de ces zones, on obtient les formules suivantes :

$$R_{pM} = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_M}{\sigma_{yc}} \right)^2$$

$$R_{pC} = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{\Delta K}{2 \times \sigma_{yc}} \right)^2$$
(5.9-5.10)

L'étude de la taille de ces différentes zones plastiques permet de connaître le comportement du matériau lors de sa plastification. Ainsi, un matériau qui durcit aura un profil de dureté qui diminue lorsque l'on s'éloigne de la rupture, tandis que les métaux qui s'adoucissent vont présenter une zone de faible dureté aux environs de cette rupture. Dans le cas de nos aciers, on a mesuré une variation de la microdureté (10g) aux bords de la fissure. On constate que la dureté est plus importante proche de la fissure. Ces variations sont pourtant concentrées sur 0.5 mm, alors que le calcul permettait d'envisager 1.38 mm (équ. 5.9 et 5.10). Cela tend à prouver que la contrainte σ_{yc} en tête de fissure est bien plus importante que celle prévue par la théorie. Cette remarque renforce le concept de la consolidation du fond de la fissure, rendant le matériau plus résistant en limite élastique mais augmentant la vitesse de propagation de la fissure. Cet effet de consolidation cyclique des aciers de construction explique le sens de variation de nos résultats par rapport aux résultats en $R=0$.

5.5.4 Modélisation de la fatigue

La loi de Paris s'écrit $da/dN = A \Delta K^n$. Dans le cas du modèle le plus simple intégrant l'effet de R , on retrouve l'expression de l'équation (5.7) où la fonction $f(R)$ s'écrit $1/(1-R)$. Pourtant, cette fonction est incorrecte dans la plupart des cas et d'autres expressions ont donc été proposées (voir Annexe 10).

Nous proposons une description généralisée qui s'appuie sur un certain nombre de ces modèles et qui intègre les notions étudiées dans cette étude :

$$da/dN = A \times f(R) \times \left(\frac{\Delta K(R) - \Delta K_s(R)}{K_c - \Delta K_s(R)} \right)^n \quad (5.11)$$

ou

$$da/dN = A \times f(R) \times \Delta K^n \quad (5.12)$$

avec $f(R) = \frac{1}{1 - mR}$

Ainsi, pour les cas où $R > 0$, $m = 1$ et on retrouve les lois simples provenant de Elber.

Par contre, pour $R < 0$, il faut distinguer les cas suivant la réaction du matériau,

- $m > 0$ lorsque le matériau consolide en fatigue (ex : acier de construction)
- $m = 0$ si le matériau est insensible au cyclage (ex : alliage d'aluminium 7175)
- $m < 0$ pour le cas où le matériau s'adoucit en fatigue (ex : Ti6Al4V)

Ce modèle permet de décrire les courbes de vitesse de propagation en tenant compte de l'effet de R , quelque soit la réponse du matériau à la sollicitation cyclique.

5.6 Durée de vie (S-N)

5.6.1 Durée de vie totale

La durée de vie totale d'une éprouvette comprend les 3 phases : l'initiation de la fissure, la propagation de cette fissure et la rupture brutale. Lorsque l'on cherche à connaître la résistance d'un matériau à la fatigue, la méthode la plus utilisée est la présentation de la courbe S-N.

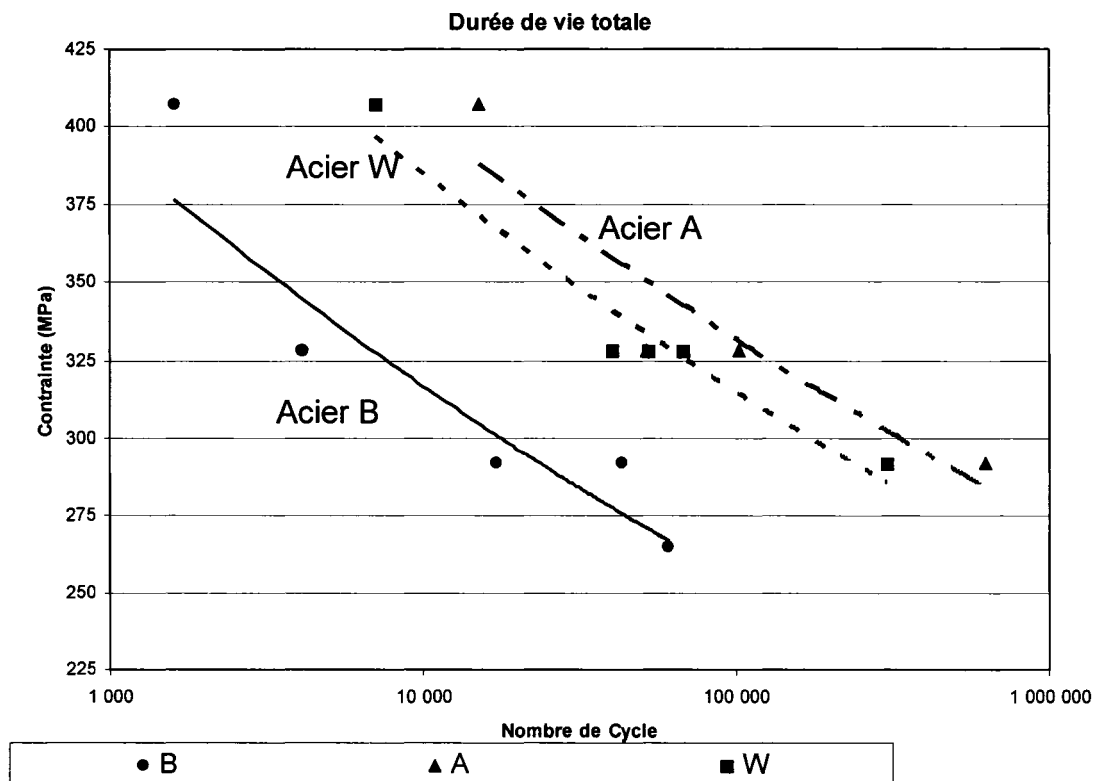


Figure 71 Durée de vie totale sans NaCl

On constate que les aciers plus récents A et W ont une résistance plus importante que l'acier B. La microstructure hétérogène de l'acier B explique cette différence. La présence de défauts dans la microstructure permet à la fissure de se propager plus rapidement.

Pour compléter l'étude de la résistance à la fatigue, les éprouvettes ont été testées dans une atmosphère chargée de NaCl.

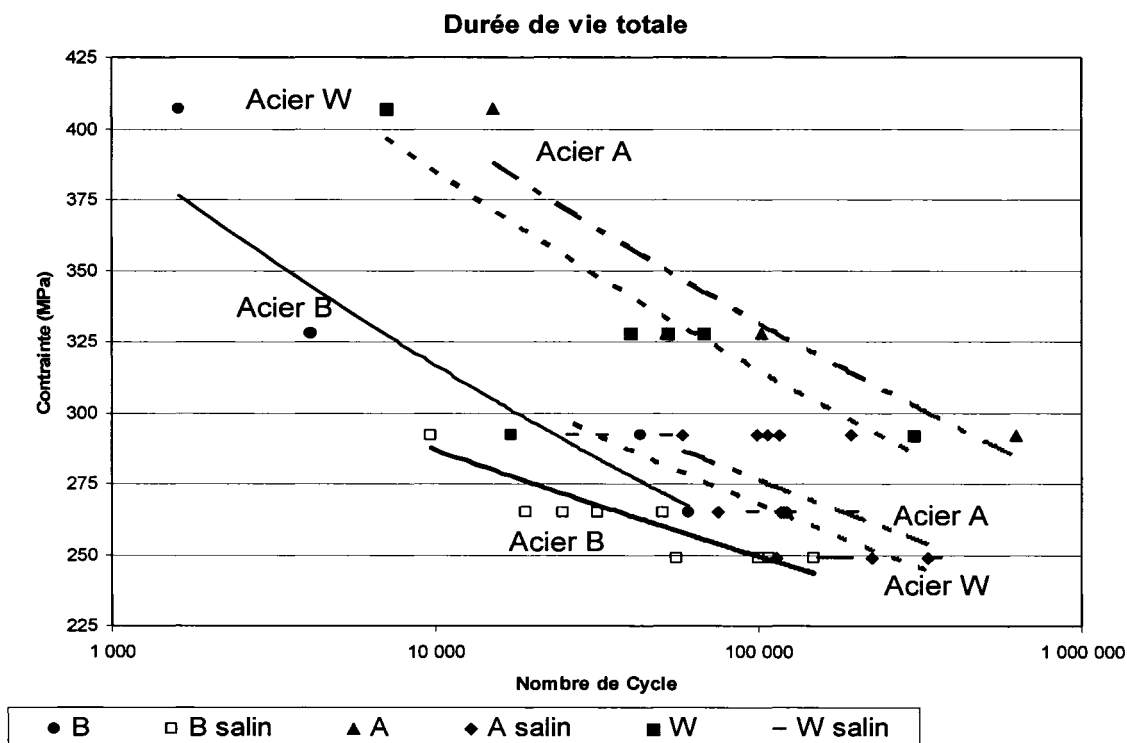


Figure 72 Durée de vie totale comprenant l'influence de la corrosion

On remarque que le classement des trois aciers est identique indépendamment de la présence de NaCl. Ainsi, l'acier A est légèrement plus résistant que l'acier W, tandis que l'acier B a toujours un comportement nettement inférieur aux deux autres quelque soit l'environnement. Il est intéressant de confirmer que les aciers plus récents A et W ont une meilleure résistance que l'acier B, mais on remarque qu'ils sont forcément affectés par la présence de NaCl. Leur résistance à la fatigue en présence de NaCl diminue d'environ 50 MPa, ce qui est loin d'être négligeable.

À basse contrainte, il semble que l'influence de la corrosion diminue la différence entre les trois aciers. Les courbes convergent de plus en plus lorsque la charge appliquée diminue. Pour savoir si cette tendance se confirme lorsque la charge diminue, il faut prévoir de nouveaux essais qui se dérouleront sur des temps plus importants.

5.6.2 Durée de vie en propagation

La comparaison entre le temps de vie de propagation de la fissure et le temps de vie total permet de se rendre compte de la résistance d'un matériau à l'initiation des fissures à sa surface. Pour un même fini de surface initial on peut ainsi se faire une idée de la résistance d'un matériau. Si le matériau est plus résistant, tant à l'initiation qu'à la propagation de la fissure, on trouve une différence importante dans le nombre de cycles à la rupture mais aussi sur les graphes ne présentant que le nombre de cycles en propagation (exemple à la **Figure 73**).

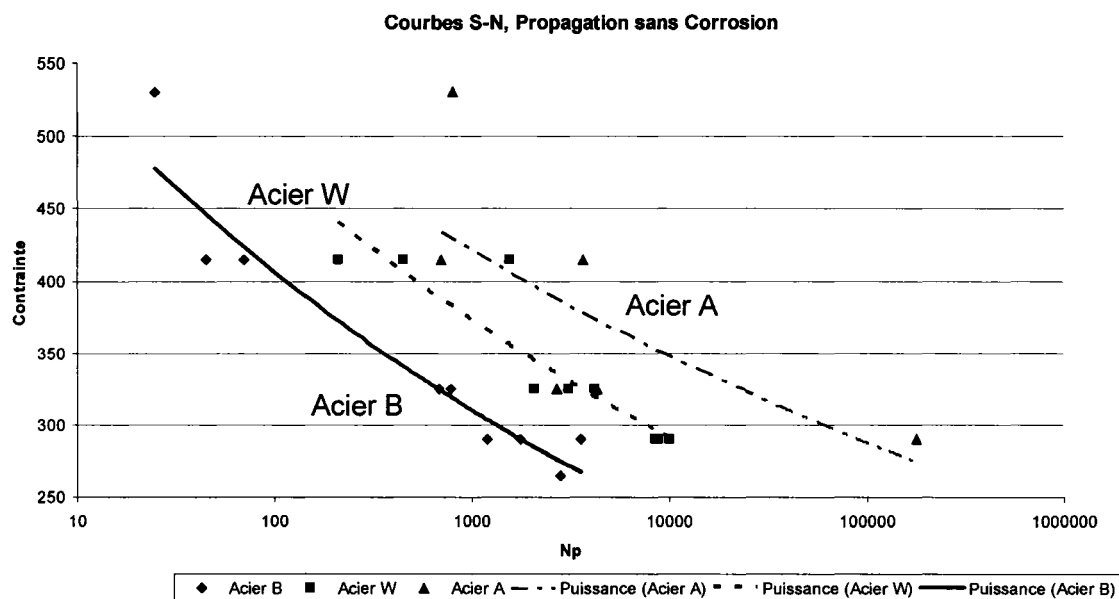


Figure 73 Courbes S-N représentant les nombres de cycles de propagation

Il faut remarquer que les courbes en fonction du nombre de cycle en propagation sont différentes selon l'acier que l'on étudie, alors que lorsque l'on a tracé les courbes de vitesse de propagation (da/dN) les variations sont faibles. Si l'on considère la relation simple de la loi de Paris et que l'on en fait l'intégration, on retrouve le lien entre le nombre de cycle ΔN en propagation et la constante C :

$$\begin{aligned}
\frac{da}{dN} &= C \times \Delta K^3 \\
da &= dN \times C \times (\sigma \times \sqrt{\pi a})^3 \\
\int \frac{da}{a^{3/2}} &= C \times \sigma^3 \times \pi^{3/2} \times \Delta N = a^{-1/2} \Big|_{a_i}^{a_f}
\end{aligned} \tag{5.13}$$

d'où ΔN est proportionnel à $1/C$

Dans notre cas, cela donne environ une décade de différence, qui aux erreurs expérimentales près, se retrouve sur la courbes ci-dessus. On confirme donc que le calcul que nous proposons est une méthode rapide de comparaison, puisque la mesure des courbes S-N expérimentales peut donner des renseignements rapides à obtenir et peu onéreux.

Grâce à la **Figure 73**, on peut conclure que les aciers A et W résistent mieux que l'acier B à la propagation d'une fissure. Ce classement confirme la faible résistance de l'acier B qui semble être de moins bonne qualité que les deux autres aciers. Il faut confirmer cette affirmation par une étude des durées de vie en initiation, mais déjà on peut affirmer que sa structure hétérogène est plus favorable à la propagation d'une fissure que les structures « orientées » des aciers A et W.

5.6.3 Comparaison de la durée de vie en initiation : corrosion

Les courbes de la figure suivante montrent la résistance des aciers à l'initiation d'une fissure qui se propage depuis le fond de l'entaille mécanique. Ainsi, pour cette résistance à l'initiation, on constate encore une fois que l'acier A se comporte mieux que les deux autres aciers, tandis que l'acier B reste le moins intéressant des trois aciers étudiés.

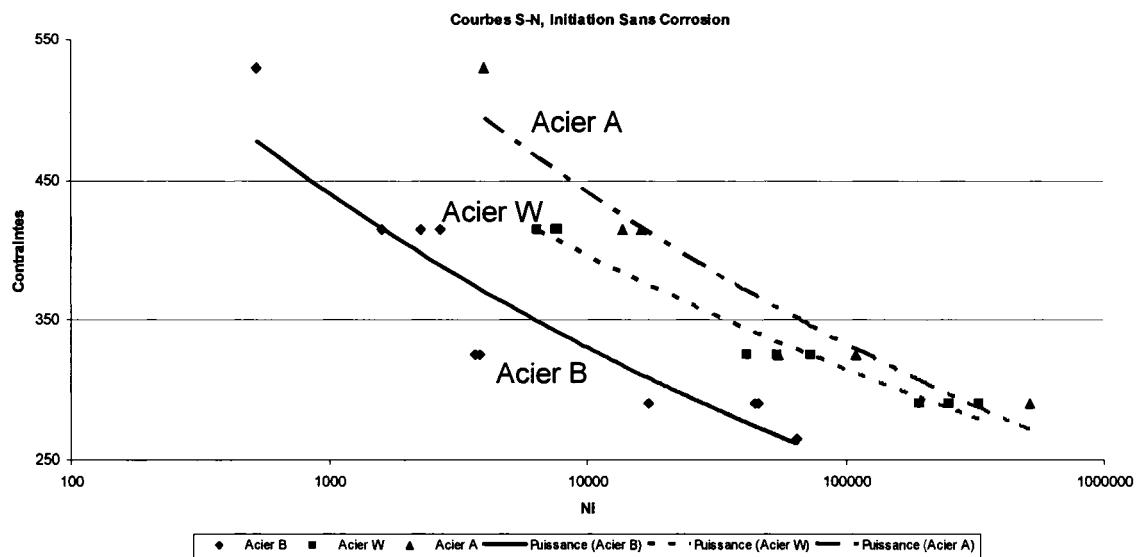


Figure 74 Courbes S-N mettant en évidence les nombres de cycles d'initiation

L'étude de la durée de vie en initiation permet d'acquérir des informations sur l'influence de l'atmosphère chargée en NaCl. D'après la littérature [42], la présence de NaCl ne va pas réellement affecter les propriétés mécaniques de l'ensemble de la pièce mais plutôt avoir un effet localisé. La création de piqures de corrosion à la surface des pièces facilite l'initiation des fissures. On constate en effet dans la figure suivante que la durée de vie d'initiation de l'acier W est bien plus faible en présence de NaCl. Cette diminution de nombre de cycles d'initiation prouve bien que la présence de NaCl facilite l'initiation en détériorant la surface du matériau ou en augmentant la fragilité locale.

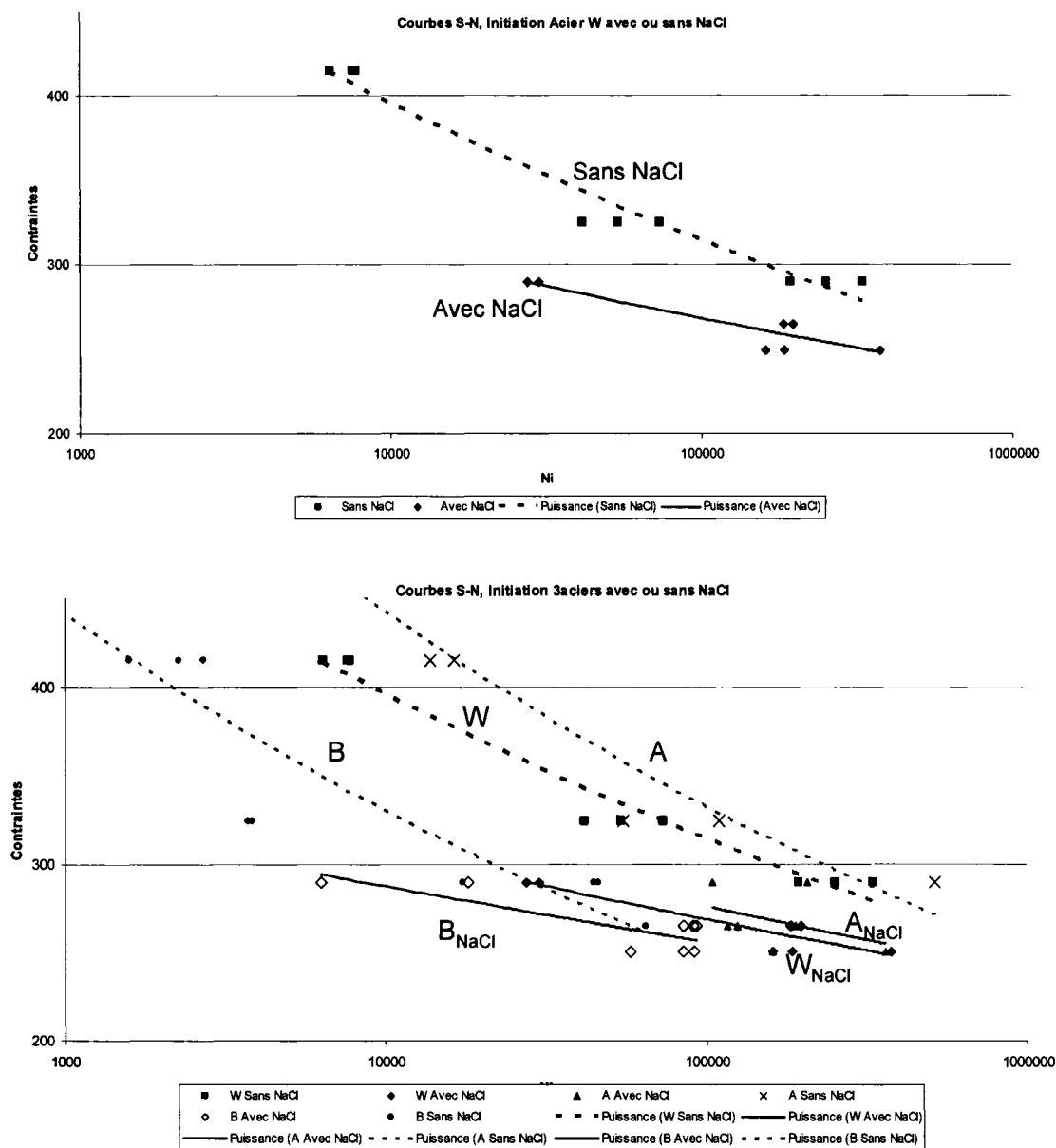


Figure 75 Comparaison des durées d'initiation avec ou sans NaCl

L'un des effets de la présence de NaCl est l'accélération de la propagation. Il est souvent admis que la diffusion d'espèce chimique dans la zone plastique modifie les propriétés ce qui fragilise cette zone. Cette diffusion d'espèce comme l'hydrogène et le chlore est souvent invoqué pour expliquer la fragilité de la zone cyclique. Dans le cas

de l'étude des 3 aciers, on constate en effet une diminution importante de la durée de vie lorsqu'il y a présence de NaCl (**Figure 72**) à basse fréquence, mais on peut aussi remarquer que plus les charges sont faibles, moins la différence entre les aciers est grande et moins l'effet de la corrosion se fait sentir.

Envisageons deux hypothèses, d'une part, la fissure ne s'ouvre peut être plus suffisamment pour laisser l'atmosphère de corrosion pénétrer au fond de cette dernière. D'autre part, les produits de corrosion créent une modification de la rugosité de la fissure, en se déposant sur les surfaces de la fissure. Ce ne sont là que des hypothèses qu'il faudrait pouvoir vérifier avec de plus amples observations des échantillons rompus en présence de l'atmosphère de corrosion.

5.7 Classement des aciers étudiés

Après l'étude de ces différentes courbes et la comparaison des durées de vie totale, en propagation et en initiation, en présence ou non de NaCl, et après l'étude des lois de vitesse de propagation, nous pouvons proposer un classement des 3 aciers étudiés.

1. La résistance de l'acier B est toujours inférieure aux deux autres aciers. Cette résistance plus faible peut s'expliquer par une composition moins nette et une fabrication moins bien contrôlée.
2. L'influence de la corrosion est sensible pour les niveaux de contraintes étudiés. Ainsi, pour obtenir un même nombre de cycles de vie lors de la présence de NaCl, il faut appliquer une charge bien plus faible. Cette différence atteint 50 MPa pour les charges étudiées, mais devrait se réduire lorsque la charge est moindre.

3. On peut remarquer que, pour une charge appliquée plus faible, la corrosion n'a plus autant d'influence sur la résistance des trois aciers. Ce fait est dû principalement à la réduction de la vitesse de propagation de la fissure qui laisse le temps aux ions H^+ de se propager en fond de fissure, occasionnant une dégradation des propriétés mécaniques de l'acier.

On peut rassembler les critères de classement dans un tableau synthétique où l'on pourra mieux se faire une idée des résultats sur les 3 aciers étudiés :

	Résistance →		
Initiation N_i	B	W	A
Propagation N_p	B	W	A
Durée de Vie Totale N_T	B	W	A
Vitesse de Propagation	B A W		
Influence de la corrosion sur les vitesses de propagation	B	W	A

Figure 76 Classement relatif des aciers étudiés selon les critères de l'étude

L'acier B a un comportement qui est systématiquement plus faible quelque soit le critère de classement, en particulier que ce soit avec ou sans corrosion.

CONCLUSION

En conclusion de cette étude, il convient de rappeler le but initial de ce travail. Nous avons cherché à mettre au point une procédure rapide de comparaison de la résistance en fatigue d'aciers. Pour cela, il a fallu définir et construire un test permettant d'obtenir suffisamment d'informations à exploiter. Ce test a été utilisé à température ambiante avec des charges spécifiques et dans un environnement contrôlé. Il a aussi été possible de mettre en place un système de fabrication de l'atmosphère corrosive, atmosphère qui nous a permis d'étudier l'effet de la corrosion pour de basses fréquences de sollicitation (0.3 Hz) à l'aide d'un brouillard froid et salé. Nous avons choisi de réaliser cette étude à l'aide d'échantillons préalablement entaillés afin de nous positionner dans le cas le plus proche de la réalité. Ainsi, la présence d'un défaut ou d'une impureté dans la zone critique de test a été simulée.

La deuxième partie du travail a consisté en l'instrumentation de la machine qui nous a permis par la suite de récupérer la déflexion δ en fonction du temps. À partir de ces résultats bruts, il nous a été possible de tracer les courbes d'endurance simple donnant le nombre de cycle total à la rupture, mais aussi, le nombre de cycle pour l'initiation et pour la propagation de la fissure dans l'acier. Un calcul de σ , puis de ΔK , avec des hypothèses sur la forme du fond de fissure, a été proposé et discuté dans cette étude. Cela a permis de tracer les courbes de vitesse de propagation de la fissure que nous avons alors comparé à la littérature.

Une importante discussion sur l'effet de $R < 0$ découle de cette comparaison, car nous avons obtenu des résultats qui montrent une accélération de la vitesse de propagation dans le cas de nos aciers de construction. On explique ces différences de vitesse de propagation à l'aide des théories d'accumulation des dommages et donc des changements de propriétés occasionnés par un chargement cyclique. Une loi générale

est proposée pour tenir compte de cet effet du rapport des contraintes sur la résistance des matériaux :

$$\frac{da}{dN} = A \times f(R) \times \left(\frac{\Delta K(R) - \Delta K_s(R)}{K_c - \Delta K_s(R)} \right)^n$$

avec $f(R) = \frac{1}{1 - mR}$, où m varie selon la réaction du matériau à la sollicitation cyclique.

Finalement, l'ensemble de ces résultats nous ont permis de confirmer l'utilité de cette méthode de calcul en expliquant les différences que l'on obtient entre nos essais en flexion rotative et les essais plus usuels découlant de la norme ASTM E399. Il nous est alors possible de proposer un classement des 3 aciers étudiés en spécifiant que l'acier B est moins résistant que les deux autres. Son niveau inclusionnaire et la méthode de mise en forme que l'on déduit de sa microstructure sont très probablement responsable de sa plus faible résistance en fatigue.

Il faut remarquer que cette étude pourrait se poursuivre dans plusieurs directions. Il serait en effet intéressant de confirmer notre loi générale, pour les métaux présentés dans la littérature qui ont différentes réponses à la sollicitation cyclique. Dans le cas de l'étude des aciers de construction, il pourrait être envisagé de faire varier le mode de sollicitation en introduisant une variation de la vitesse d'application de la charge et/ou un chargement comprenant des surcharges afin de s'approcher de plus en plus de la vie réelle d'une structure.

ANNEXE 1

PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES ACIERS DE L'ÉTUDE Documents obtenus du MTQ

**ESSAIS EFFECTUÉS EN RELATION AVEC LA
NORME CAN/CSA G40.21**

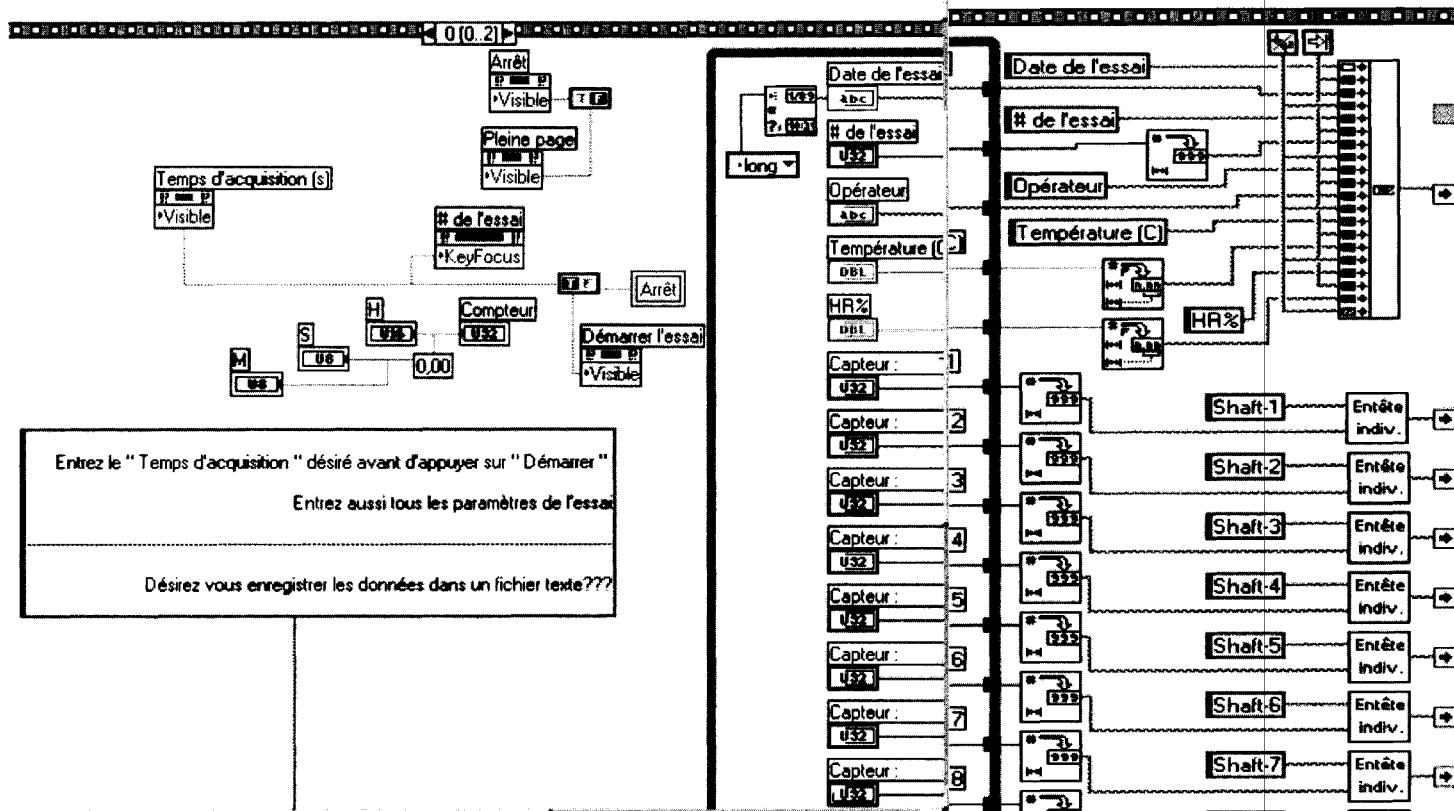
Objet : Vérifier les propriétés mécaniques des aciers de type 350 AT et 350 WT devant être utilisés pour l'essai de fatigue.

Propriété	350 WT	350 AT	Exigence
Limite d'élasticité (MPa)	391.3	400.3	350 min
Contrainte à la rupture (MPa)	549.3	576.4	480-650
Allongement à la rupture (%)	30.8	28	22 (WT) 21 (AT)
Résilience unitaire (Joules)	295-393-319	222-205-230	18 min
Résilience moyenne (Joules)	336	219	27 min

Remarque : Cet échantillon rencontre les exigences de la norme pour les grades 350 AT et WT de la norme.

ANNEXE 2

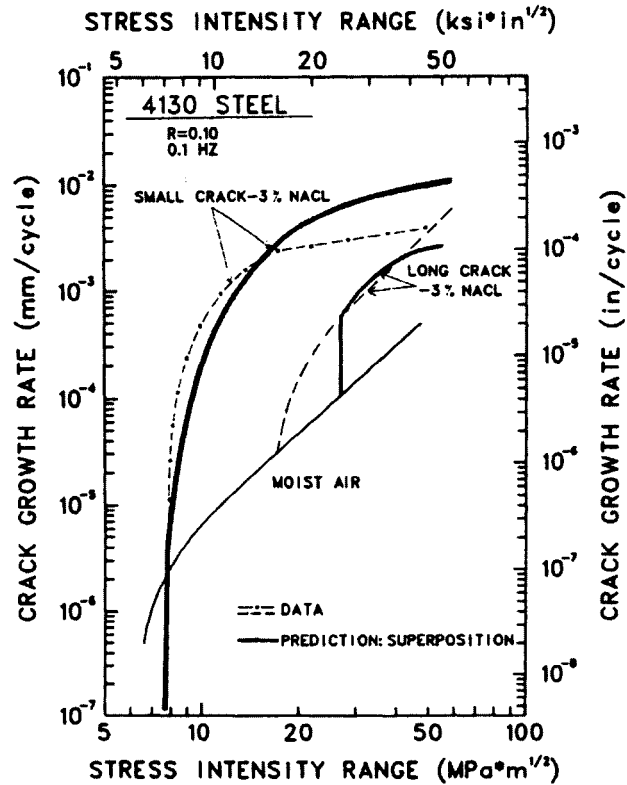
SCHÉMA LOGICIEL DE RÉCUPÉRATION DES DONNÉES



ANNEXE 3

EXEMPLE DE COURBE DE VITESSE DE PROPAGATION

4130 Alloy Steel: Corrosion Fatigue Crack Growth Rates, in Sodium Chloride

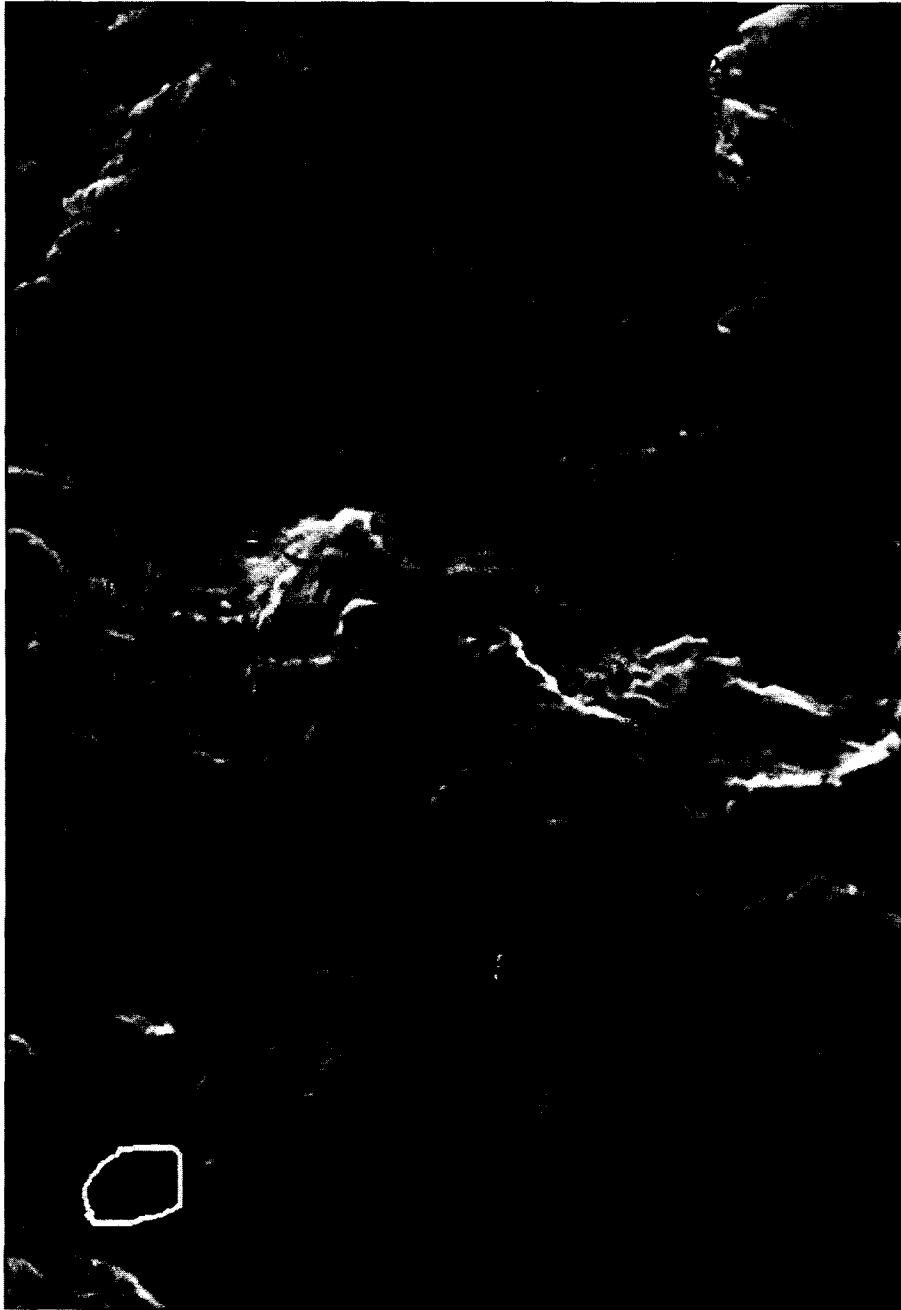


Corrosion fatigue crack growth rates predicted on linear superposition of stress-corrosion cracking kinetics for short and long cracks exposed to 3% NaCl.

The weak ΔK dependence of the growth rate in 3% NaCl is interpreted as a characteristic of the superposition of rate-limited stress-corrosion and cycle-dependent fatigue crack growth rates. The predictions shown are based on the Wei-Landes linear superposition model for sinusoidal loading at 0.1 Hz. For long cracks, $da/dt = 4 \times 10 \text{ mm/s}$. Short crack predictions are based on static load growth data for 0.1 to 2.0 mm deep cracks. The agreement between measured and predicted rates is excellent, supporting the enhanced acidification explanation for the chemical crack size effect.

ANNEXE 4

FRACTOGRAPHIE MEB



Microstructure au MEB de l'acier A : Zones caractéristiques identifiées

ANNEXE 5

COMPOSITION DES ACIERS DE L'ÉTUDE Documents obtenus du MTQ

Rapport d'essais

Analyse d'acier

Requérant

Donald Villeneuve
Transports Québec
Secteur - Métallurgie
2700, rue Einstein
Sainte-Foy, QC
G1P 3W8
Téléphone : (418) 644-0181
Télécopieur : (418) 646-6692

Échantillon

CM081-04

Numéro (requérant) : 417-020-862
Site des travaux :
Fournisseur :
Numéro de contrat :
Échantillonneur :
Échantillonnage (date) : 24 Février 2005
Soumis par : Denis Granger
Réception (date) : 24 Février 2005

Analyste(s) : C. Jomphe + R. Dumont

Norme appliquée : Aucune

Aucun

Grade

Analyse élémentaire

RéC	Élément	Résultat
a	Carbone C	0,20 %
b	Manganèse Mn	0,42 %
c	Silicium Si	<0,01 %
d	Phosphore P	0,01 %
e	Soufre S	0,028 %
f	Chrome Cr	0,08 %
g	Cuivre Cu	0,18 %
h	Nickel Ni	0,22 %
i	Molybdène Mo	0,03 %
j	Vanadium V	<0,005 %
k	Cobalt Co	0,017 %
l	Niobium Nb	<0,005 %
m		
n		

Exigences normatives

Valeur	Conformité	Méthode	Remarque
---	---	ASTM E 1019	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	
---	---	LC 25-291	

Remarque

GAETAN LECLERC
90-088

Conclusion

QUÉBEC

Claudine Rousseau
Rédigé par

Claudine Rousseau
Approuvé par

M. Sc. chimiste

2005-02-25

Date

Ce rapport est pour l'usage exclusif du client et ne peut être reproduit, sinon en entier, sans la permission écrite du Laboratoire des chaussées.
Les résultats ne se rapportent qu'à l'échantillon soumis à l'essai.

F1 9.1.25-291

Page 1 de 1

2700, rue Einstein
Sainte-Foy (Québec) G1P 3W8
Téléphone : (418) 644-0181
Télécopieur : (418) 646-6692
www.mtl.gouv.qc.ca



100 CB 17025

Rapport d'essais

Analyse d'acier

Requérant

Donald Villeneuve
Transports Québec
Secteur - Métallurgie
2700, rue Einstein
Sainte-Foy, QC
G1P 3W8
Téléphone : (418) 644-0181
Télécopieur : (418) 646-6692

Echantillon

CM036-02

Numéro (requérant) : 217-020-022-W
Site des travaux :
Fournisseur : Secteur métallurgie
Numéro de contrat :
Échantillonneur :
Échantillonnage (date) :
Soumis par : Réal Nobert
Réception (date) : 17 Juin 2002

Analyste(s) : Claudine Rousseau

Norme appliquée : CAN/CSA-G40.21-M92 350WT

Aucun

Grade

Analyse élémentaire

Réf.	Élément	Résultat
a	Carbone C	0,19 %
b	Manganèse Mn	1,35 %
c	Silicium Si	0,31 %
d	Phosphore P	0,01 %
e	Soufre S	0,01 %
f	Chrome Cr	0,20 %
g	Cuivre Cu	0,18 %
h	Nickel Ni	<0,02 %
i	Molybdène Mo	<0,01 %
j	Vanadium V	0,060 %
k	Cobalt Co	<0,005 %
l	Niobium Nb	<0,005 %
m		
n		

Exigences normatives

Valeur	Conformité	Méthode	Remarque
0,22 max.	Oui	ASTM E 1019-94	Voir Note : au bas.
0,80 à 1,50	Oui	LC 25-293	
0,15 à 0,40	Oui	LC 25-293	
0,03 max.	Oui	LC 25-293	
0,04 max.	Oui	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	

Remarque

Conclusion

Cet échantillon est conforme à la norme spécifiée, selon les essais effectués (tolérances non appliquées).

Note : Pour des épaisseurs supérieures à 100 mm, la teneur maximale en carbone peut être de 0,23 %.

Lucien Campeau t.p.
Rédigé par

Campeau
Approuvé par

M. Sc. chimiste

2002-06-18

Date

Ce rapport est pour l'usage exclusif du client et ne peut être reproduit, sinon en entier, sans la permission écrite du laboratoire des chaussées.





Rapport d'essais

Analyse d'acier

Requérant

Donald Villeneuve
Transports Québec
Secteur - Métallurgie
2700, rue Einstein
Sainte-Foy, QC
G1P 3W8
Téléphone : (418) 644-0181
Télécopieur : (418) 646-6692

Echantillon

CM035-02

Numéro (requérant) : 217-020-022-A
Site des travaux :
Fournisseur : Secteur métallurgie
Numéro de contrat :
Échantillonneur :
Échantillonnage (date) :
Soumis par : Réal Nobert
Réception (date) : 17 Juin 2002

Analyste(s) : Claudine Rousseau

Norme appliquée : CAN/CSA-G40.21-M92 350AT

Aucun

Grade

Analyse élémentaire

Réf.	Élément	Résultat
a	Carbone	C 0,15 %
b	Manganèse	Mn 1,25 %
c	Silicium	Si 0,25 %
d	Phosphore	P 0,01 %
e	Soufre	S 0,01 %
f	Chrome	Cr 0,41 %
g	Cuivre	Cu 0,30 %
h	Nickel	Ni 0,34 %
i	Molybdène	Mo <0,01 %
j	Vanadium	V 0,053 %
k	Cobalt	Co 0,007 %
l	Niobium	Nb <0,005 %
m		
n	Cr + Ni	0,75 %

Exigences normatives

Valeur	Conformité	Méthode	Remarque
0,20 max.	Oui	ASTM E 1019-94	
0,75 à 1,35	Oui	LC 25-293	
0,15 à 0,50	Oui	LC 25-293	
0,03 max.	Oui	LC 25-293	
0,04 max.	Oui	LC 25-293	
0,70 max.	Oui	LC 25-293	
0,20 à 0,60	Oui	LC 25-293	
0,90 max.	Oui	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
---	---	LC 25-293	
0,40 min.	Oui	---	

Remarque

Conclusion

Cet échantillon est conforme à la norme spécifiée, selon les essais effectués (tolérances non appliquées).

Lucien Campeau t.p.
Rédigé par

Lucien Campeau
Approuvé par M. Sc. chimiste

2002-06-18
Date

Ce rapport est pour l'usage exclusif du client et ne peut être reproduit, sinon en entier, sans la permission écrite du Laboratoire des chaussées

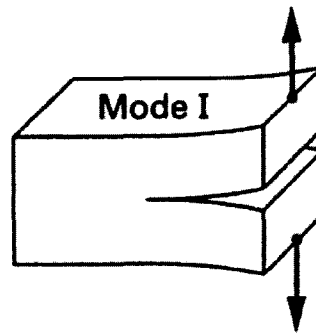


Service des matériaux d'infrastructures
2700, Einstein, Sainte-Foy (Québec) Canada G1P 3W8
Téléphone : (418) 644-0181 Télécopieur : (418) 646-6692

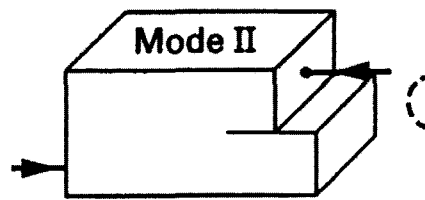


ANNEXE 6

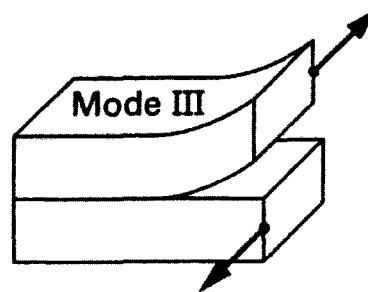
DIFFÉRENTS MODES DE SOLLICITATION



Ouverture



Glissement droit

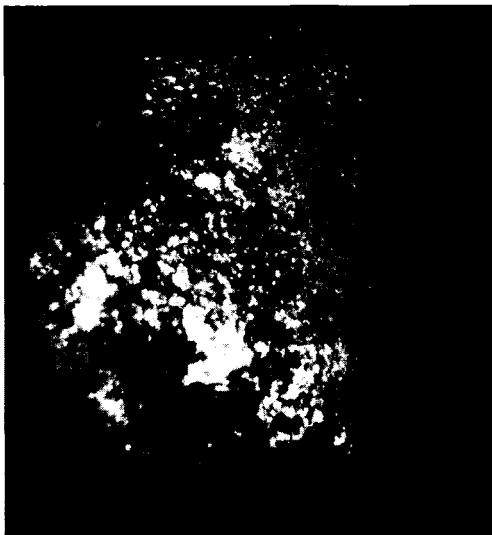


Glissement-vis

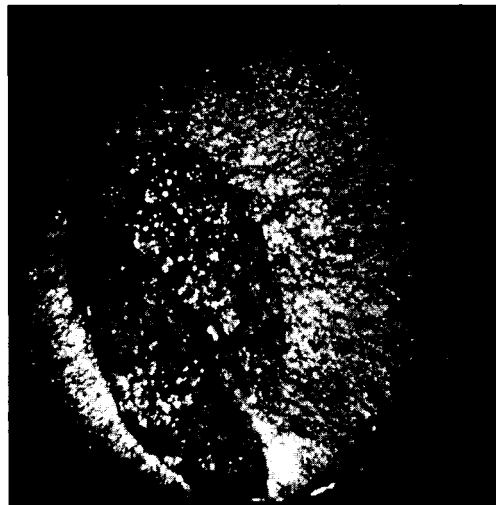
Différents modes de sollicitation

ANNEXE 7

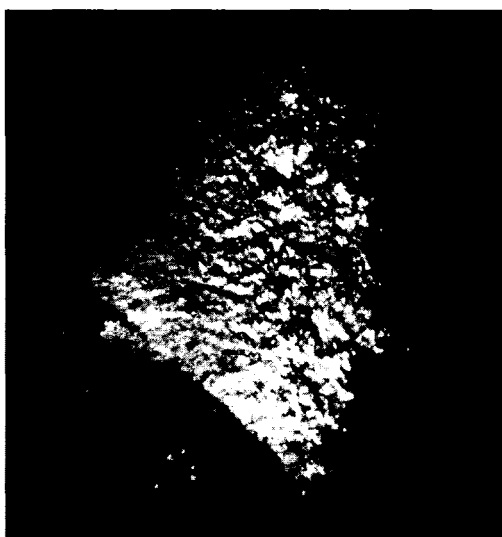
FRACTOGRAPHIES OPTIQUES



Acier A 30.1kg cor x15.5



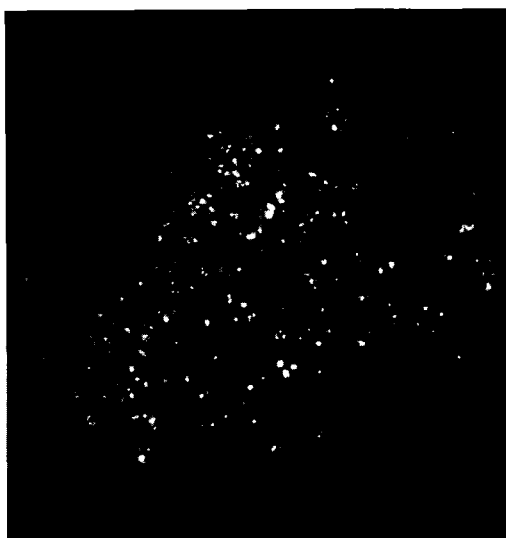
Acier A 37kg x15.5



Acier A 33kg cor x15.5



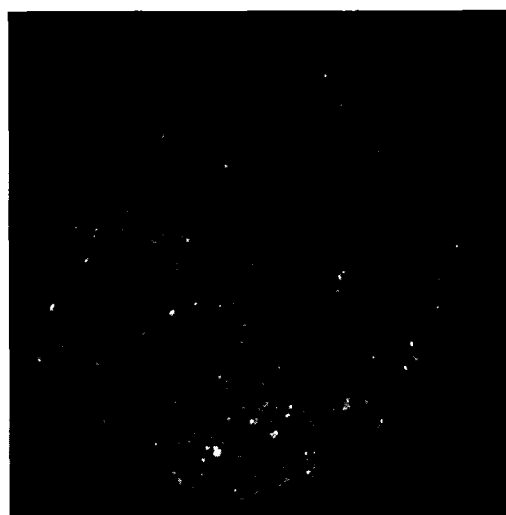
Acier A 46.2kg x15.5



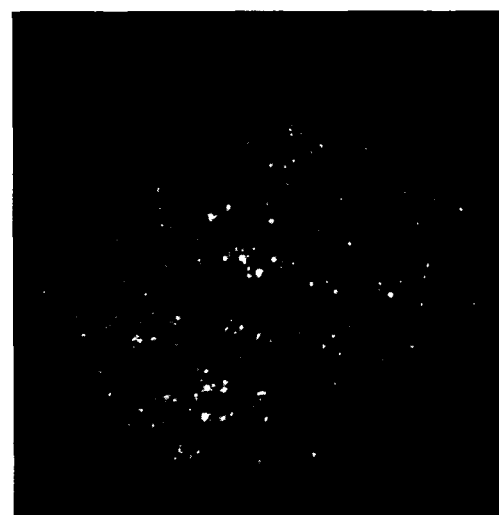
Acier B 28.14kg cor x15.5



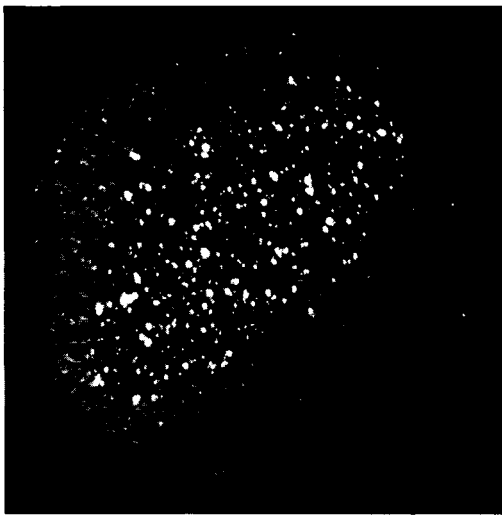
Acier B 30.2kg cor x15.5bis



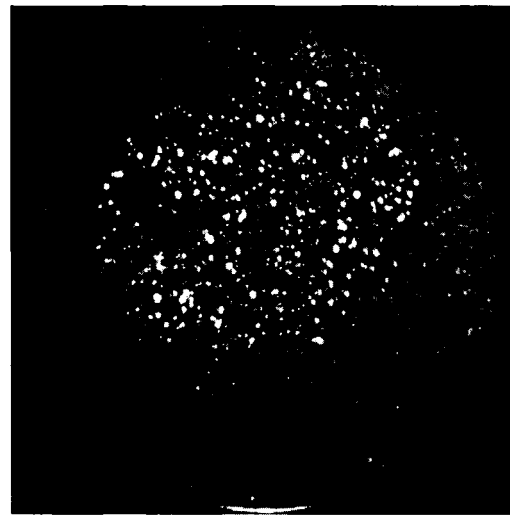
Acier B 30.2kg cor x15.5



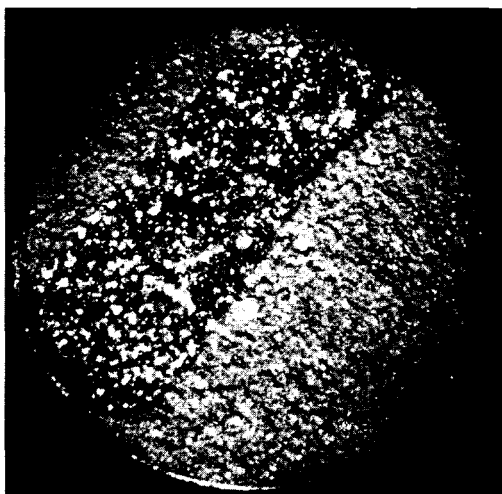
Acier B 32.5kg cor x15.5



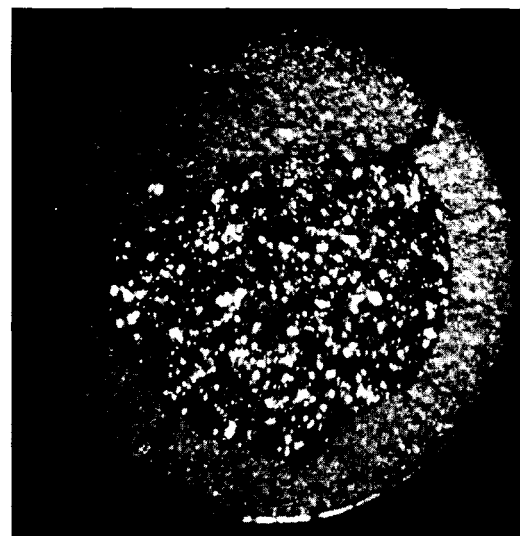
Acier B 33kg x15.5



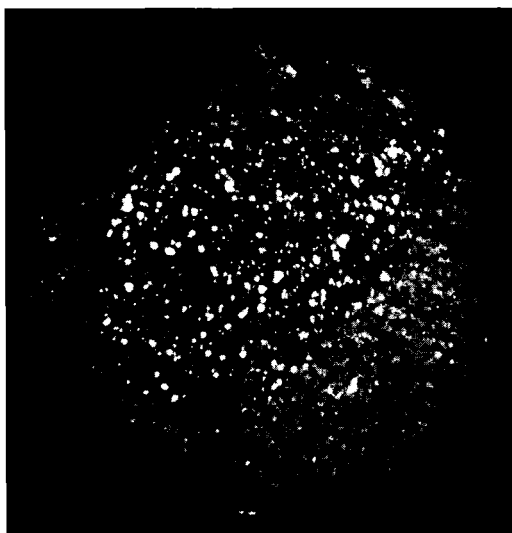
Acier B 37kg x15.5



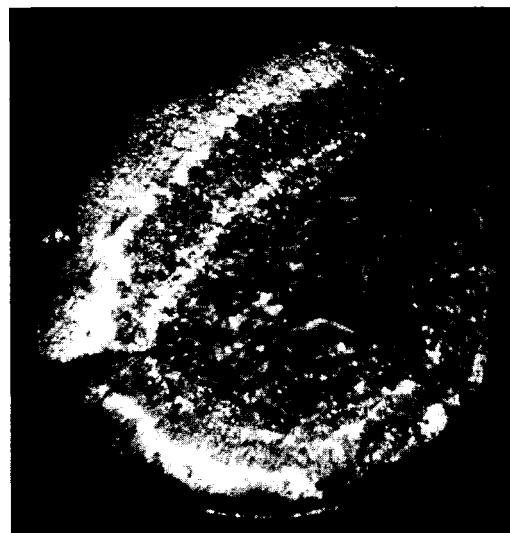
Acier B 33kg x15.5bis



Acier B 42kg x15.5



Acier B 46.2kg x15.5



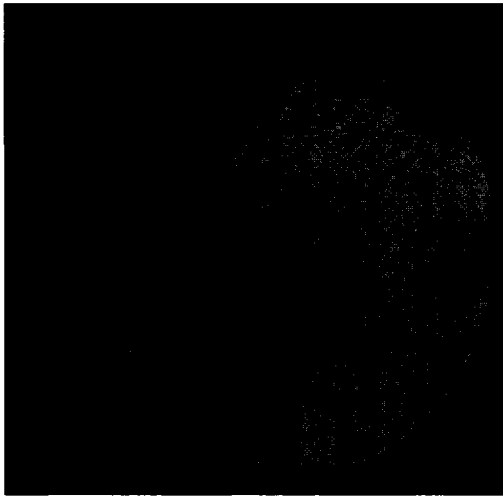
Acier W 28.01kg cor x15.5 bis



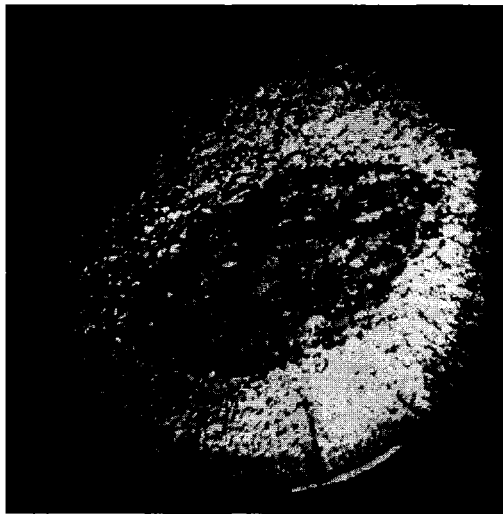
Acier W 28.01kg cor x15.5



Acier W 32.5kg cor x15.5



Acier W 37kg x15.5



Acier W 46,2kg x15.5

Fractographie par MEB

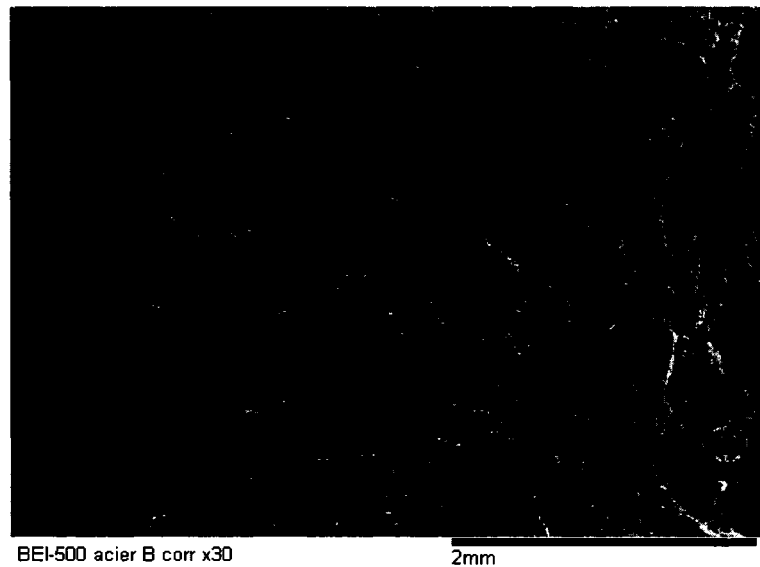


Photo au MEB d'un échantillon rompu par fatigue à un grossissement de 30x



Photo de stries de fatigue prise au MEB à un grossissement de 10 000x

ANNEXE 8

ENSEMBLE DES RÉSULTATS DE DURÉE DE VIE

[illegible]

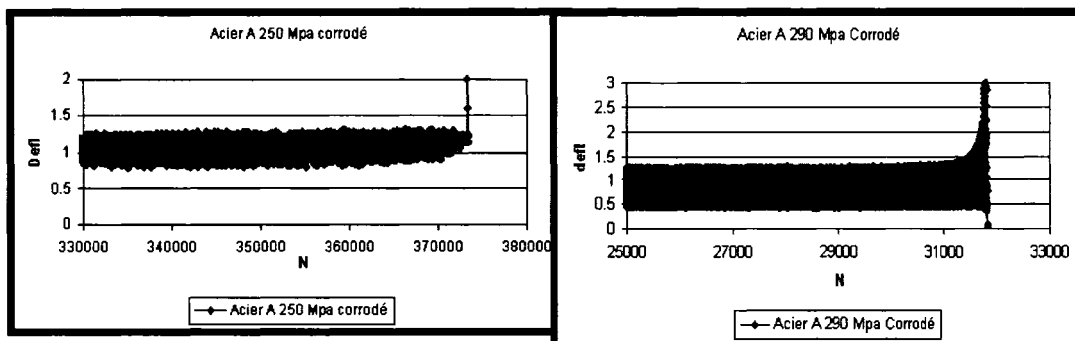
Les résultats surlignés correspondent à des valeurs incongrues pouvant être expliqué par différents problèmes survenus lors de l'expérimentation :

- l'application des charges importantes que nous avons utilisées peut être une cause d'erreur sur les échantillons qui ont rompu de façon singulière. Cette application de la charge que l'on voulait la plus progressive possible a parfois causé un choc, entraînant l'écrouissage d'une zone particulière du matériau.
- La fatigue étant un phénomène s'étudiant de manière statistique, car peu reproductible entre chaque essai. Nos trois essais, réalisés dans les mêmes conditions, nous donnent parfois des résultats totalement différents (exemple en bleu sur le tableau)

Compilation des graphes pour les 3 aciers, sous différentes charges, avec ou sans Corrosion

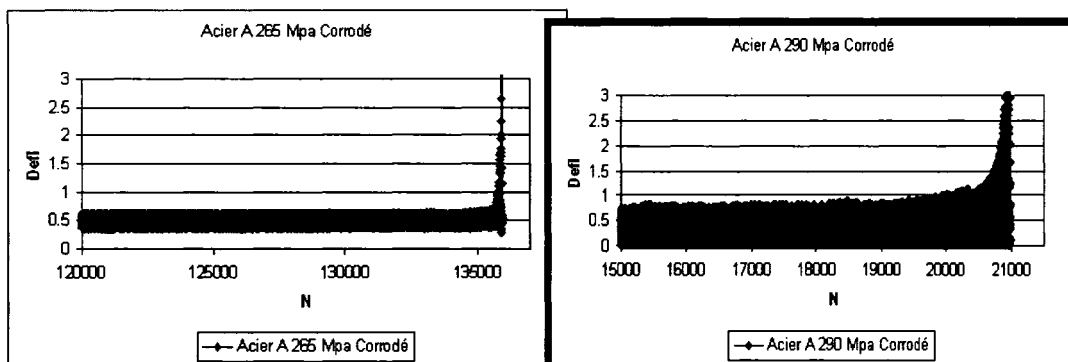
➤ Acier A

Avec corrosion



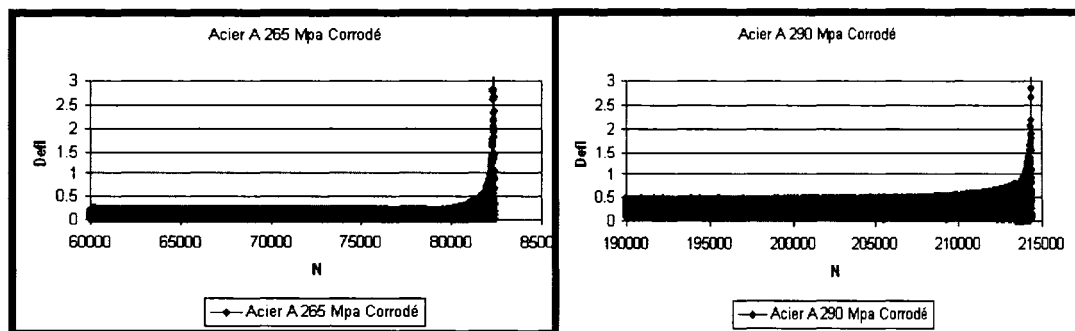
Capteur 3

Capteur 3



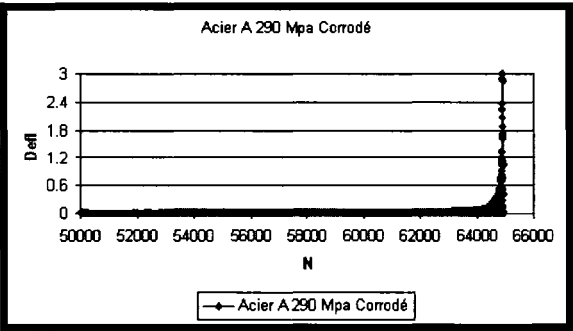
Capteur 1

Capteur 5

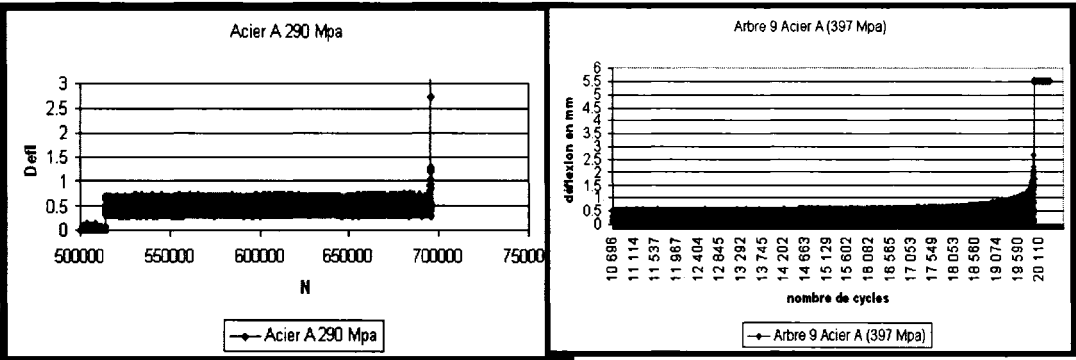


Capteur 8

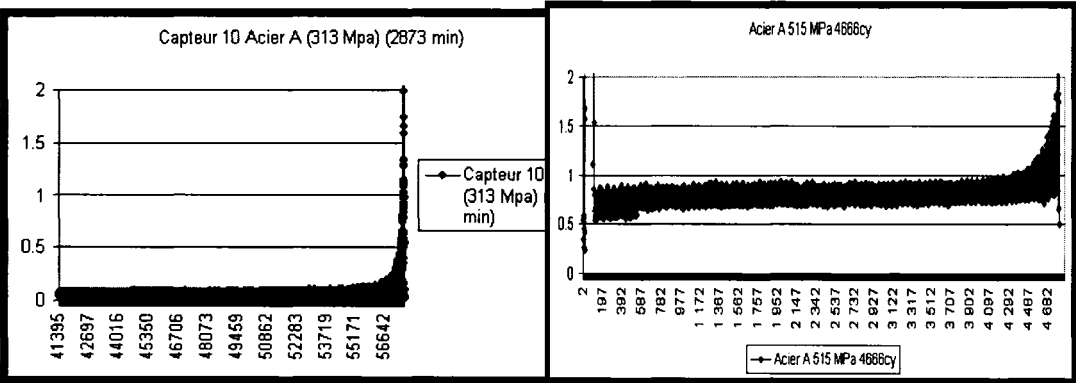
Capteur 5



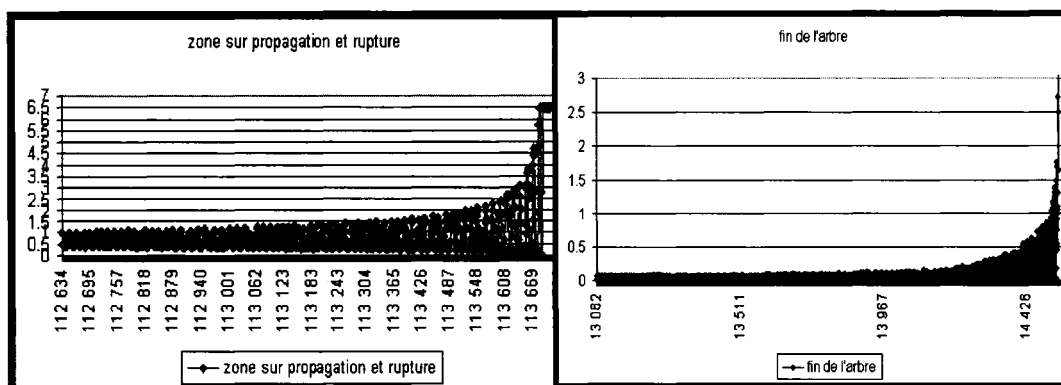
Sans corrosion



Capteur 9



Capteur 10

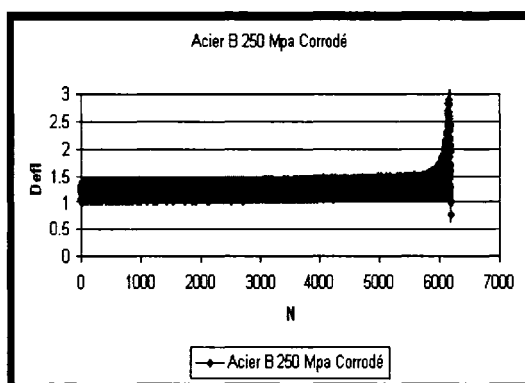


Capteur 3

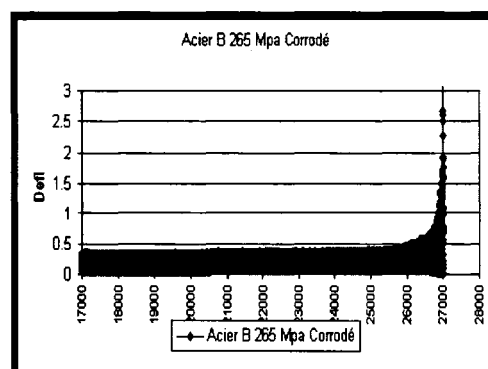
Capteur 3

➤ Acier B

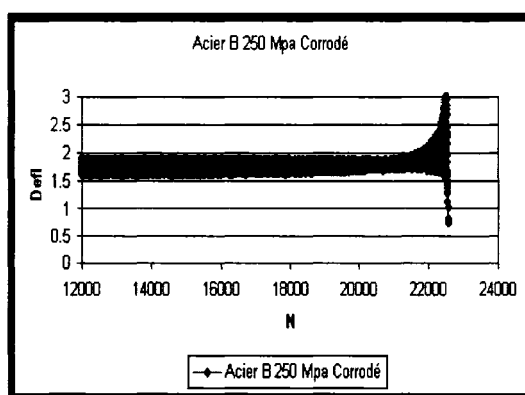
Avec corrosion



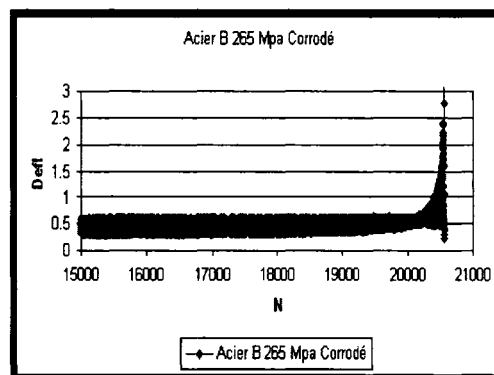
Capteur 2



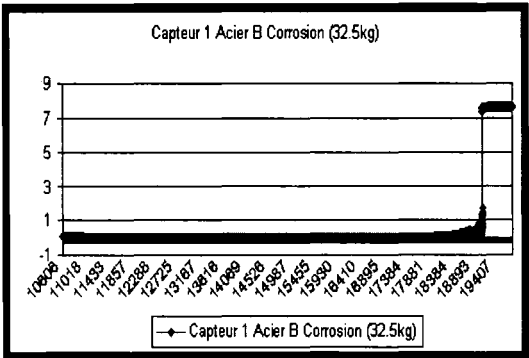
Capteur 5



Capteur 8

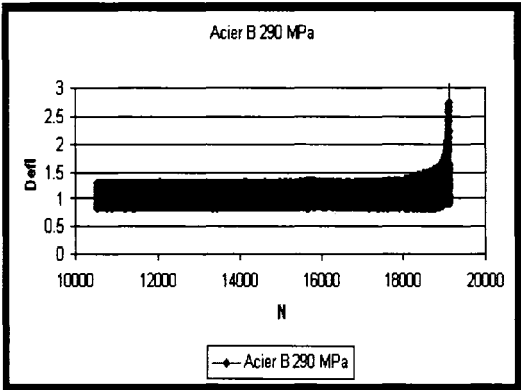
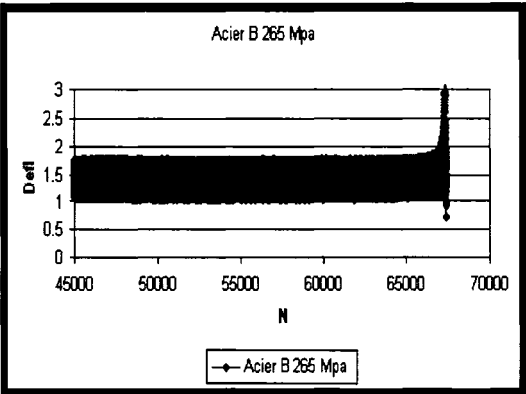


Capteur 6

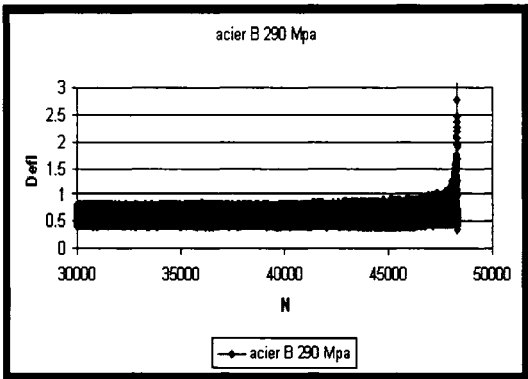


Capteur 1

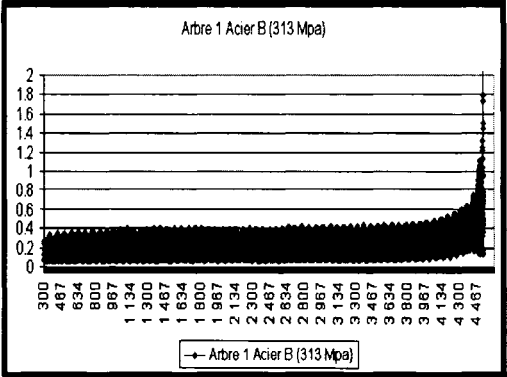
Sans corrosion



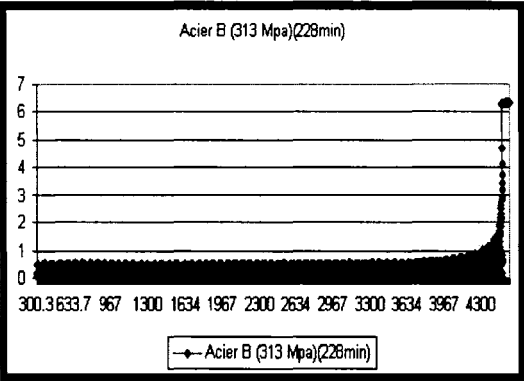
Capteur 3



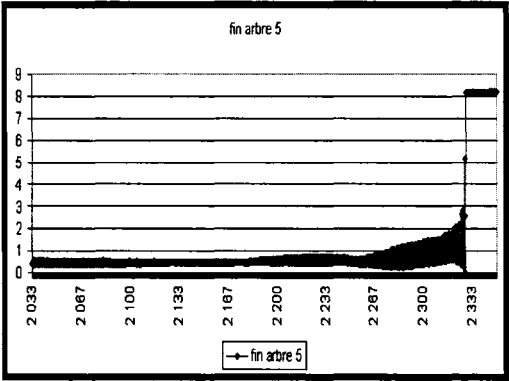
Capteur 1



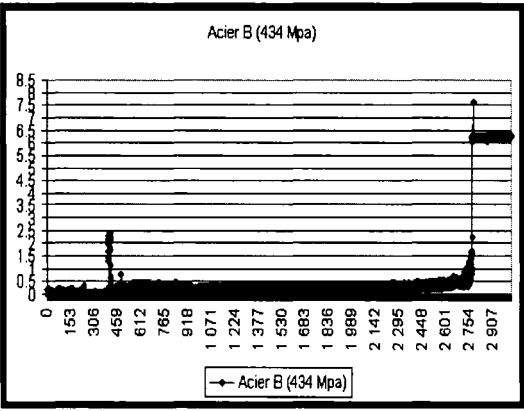
Capteur 1



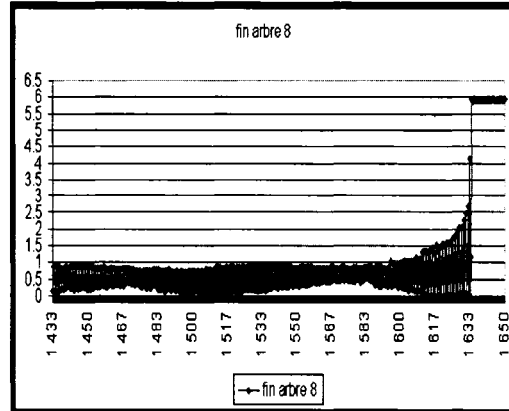
Capteur 2



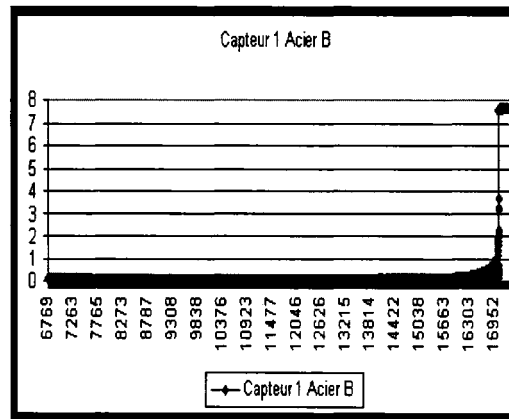
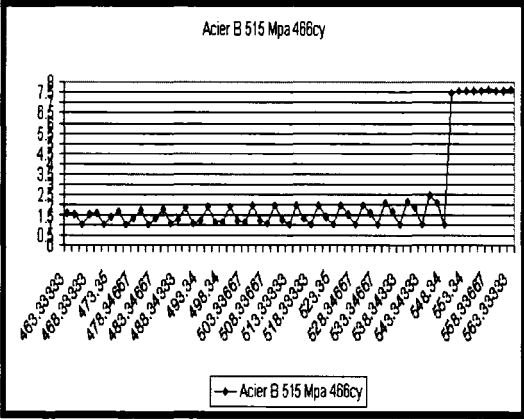
Capteur 5



Capteur 2



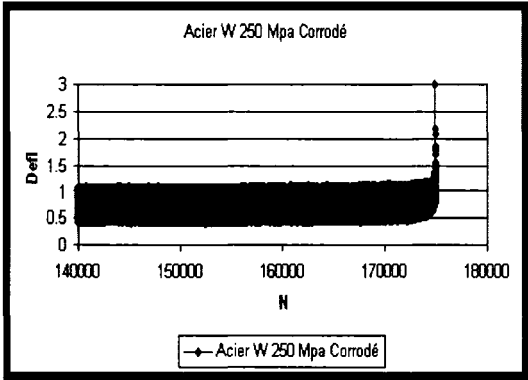
Capteur 8



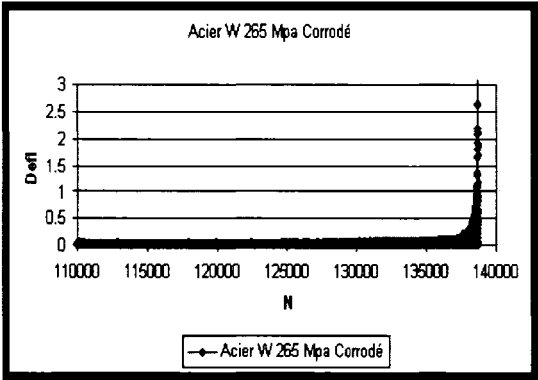
Capteur 1

➤ **Acier W**

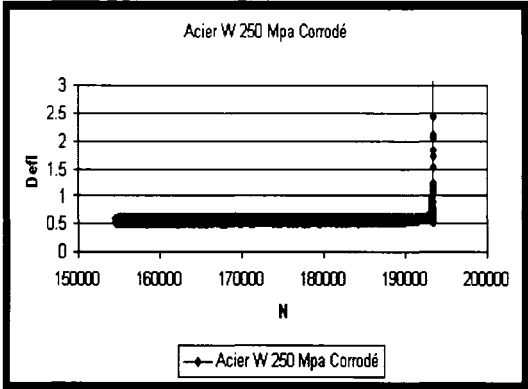
Avec corrosion



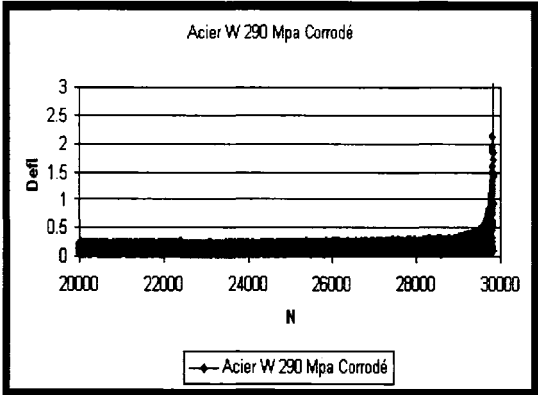
Capteur 3



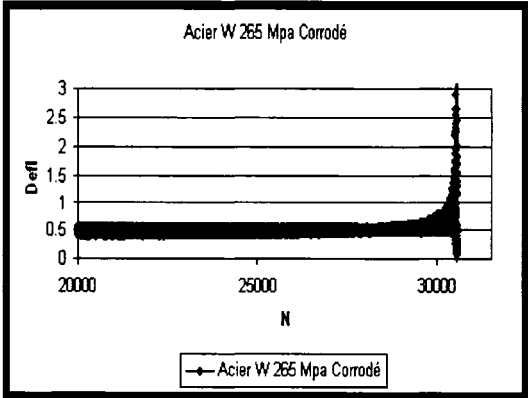
Capteur 9



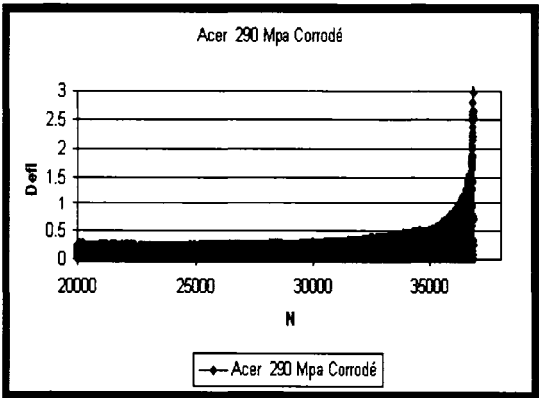
Capteur 9



Capteur 9

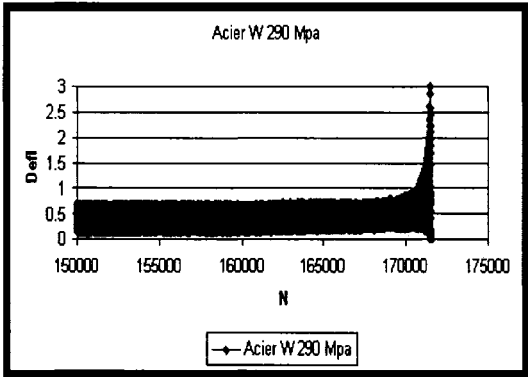


Capteur 1

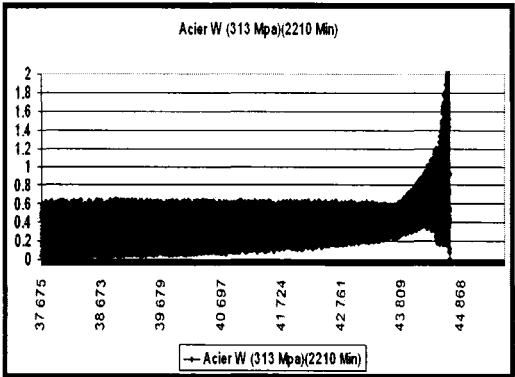


W Capteur 8

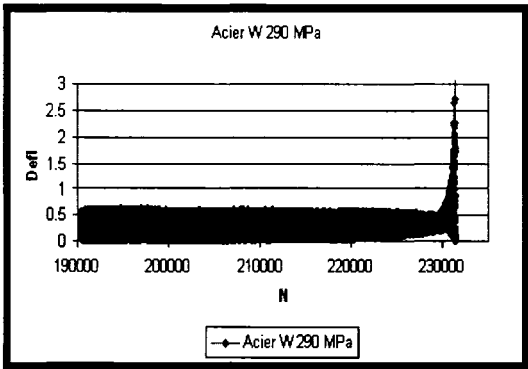
Sans Corrosion



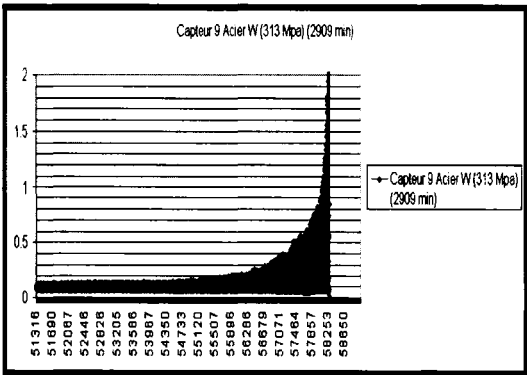
Capteur 3



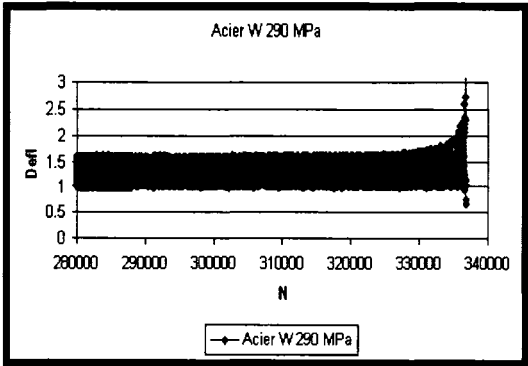
Capteur 6



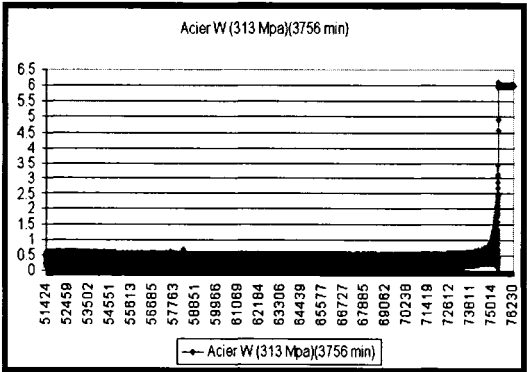
Capteur 2



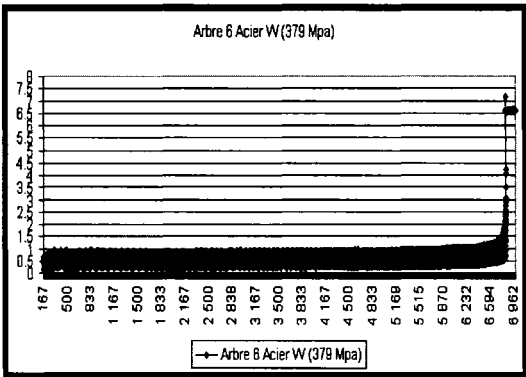
Capteur 9



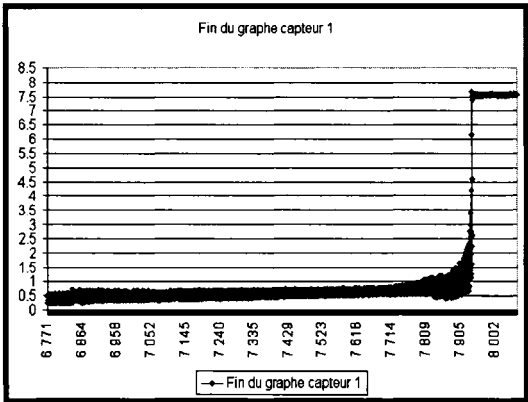
Capteur 2



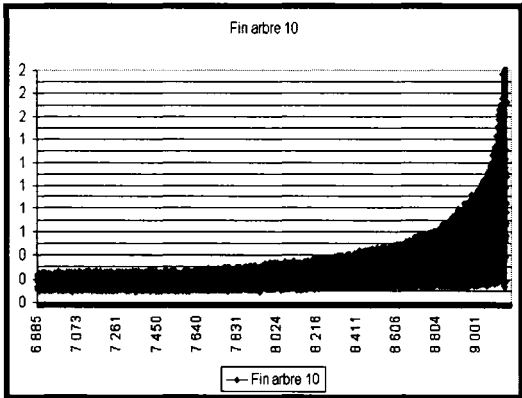
Capteur 8



Capteur 6



Capteur 1



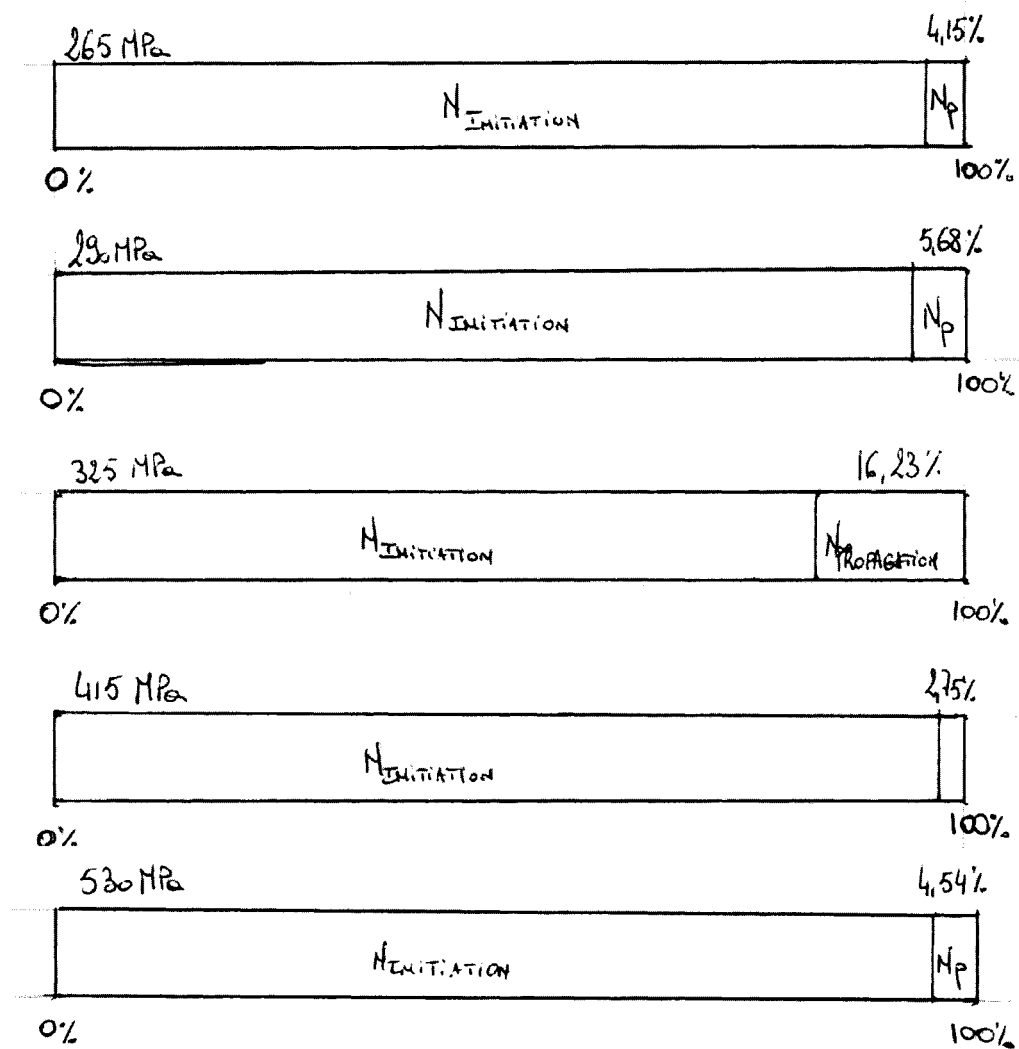
Capteur 10

ANNEXE 9

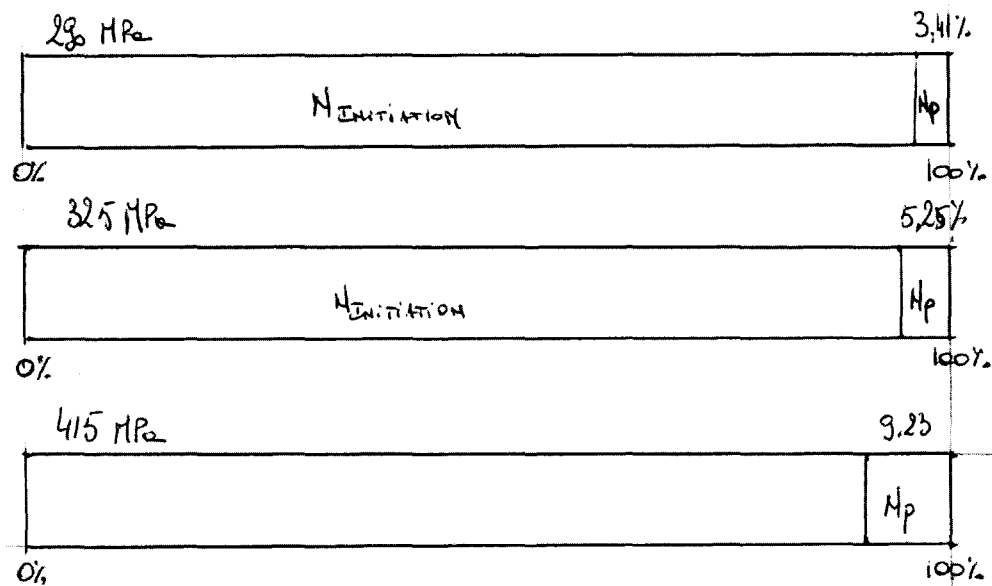
PRÉSENTATION GRAPHIQUE DES DURÉES DE VIE

Voici une représentation graphique du rapport N_P/N_T , selon l'acier, la contrainte appliquée et l'atmosphère considérée :

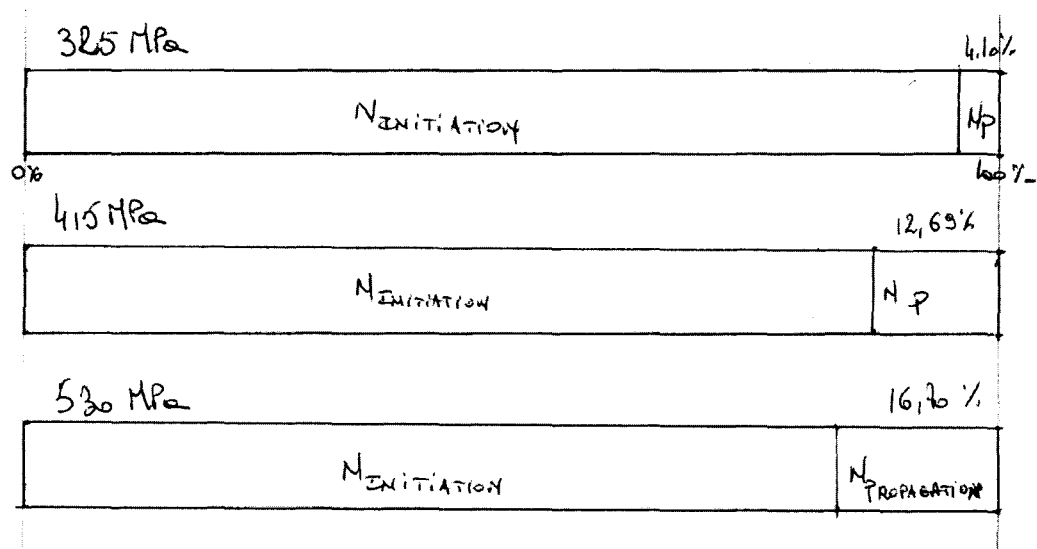
- Acier B



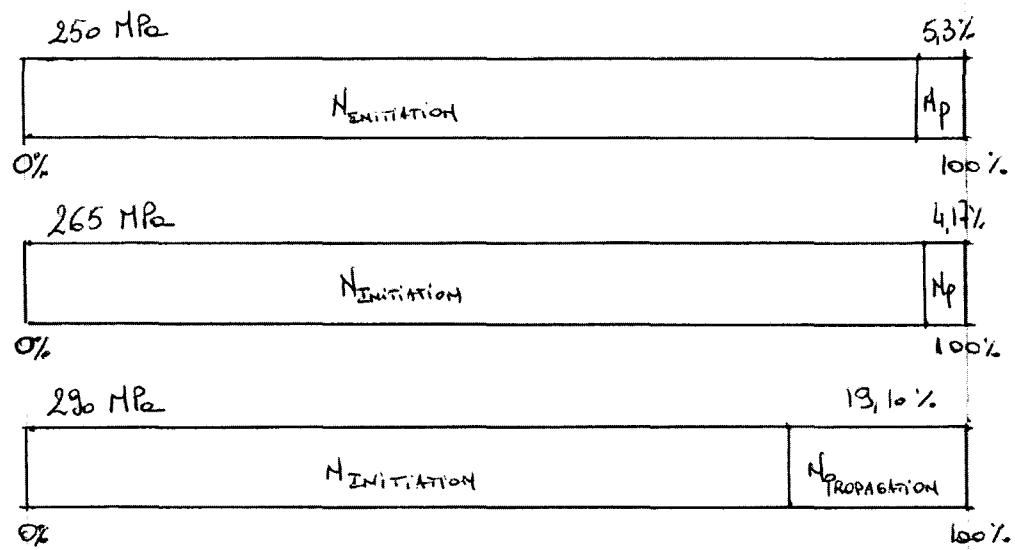
- Acier W



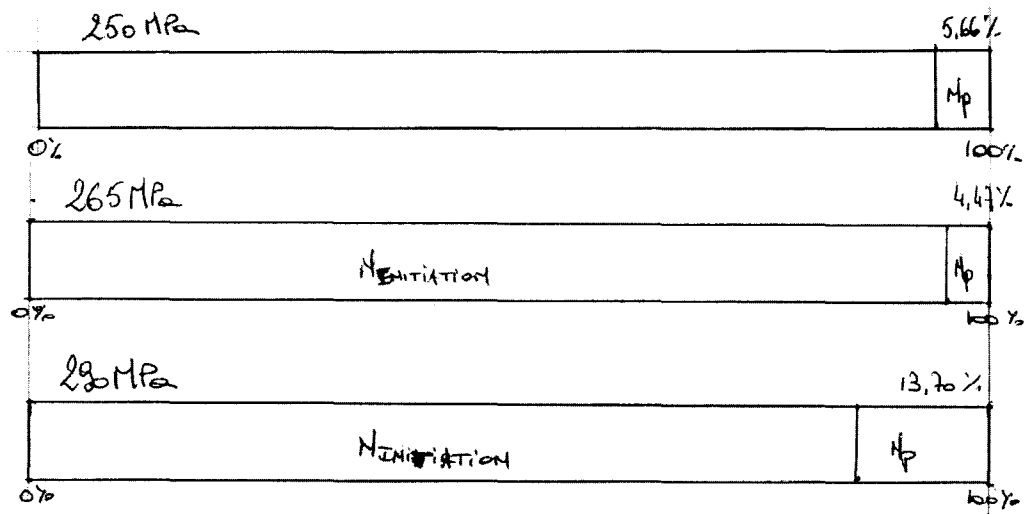
- Acier A



- Acier B sous Corrosion



- Acier W sous Corrosion



- Acier A sous Corrosion

250 MPa	3.71%
$N_{\text{INITIATION}}$	N_p
265 MPa	7.75%
$N_{\text{INITIATION}}$	N_p
290 MPa	4.47%
$N_{\text{INITIATION}}$	N_p

Ces données peuvent alors servir à tracer les courbes de tendances suivantes :

ANNEXE 10

COMPILATION DES LOIS DE VITESSE DE PROPAGATION [9]

Lois phénoménologiques

Lois da/dN =	Remarques	Réf.	Lois da/dN =	Remarques	Réf.
<i>Classe I</i>			<i>Classe II</i>		
$C \sigma^m a^p$		[A 25]	$C \Delta K^m$		[1]
$C \sigma^3 a$		[A 27]	$\frac{C}{E^2} \left(\frac{K_{\max}}{K_{IC}} \right)^4$		[A 29]
$\frac{C \sigma^3 a^{3/2}}{(\sigma_y - \Delta \sigma)^2 a_0^{1/2}}$	a_0 = longueur initiale de la fissure (aciers)	[A 30]	$\frac{C \Delta K^m}{E^3 K_C^2}$		[A 31]
$C \sigma^m$		[A 24]	$C \left(K_{\max} \frac{\Delta K}{2} \right)^2$	(aluminium)	[A 3]
$C \sigma \theta$		[A 54]	$C \Delta K^m K_{\max}^n$		[A 8]
$C \sigma \sqrt{a}$		[A 28]	$C \frac{\Delta K^m}{K_C}$		[A 32]
$C \sigma^2 a$		[A 26]	CK_{\max}^m et $\frac{CK_{\max}^m}{E \sigma_y K_{IC}}$		[A 51]
$\frac{C \sigma^2 a}{EG_{IC} \sigma_y^2}$		[A 20]	$\frac{C \Delta K^m}{E \sigma_y K_{IC}}$ ou $\frac{C \Delta K^m}{E \sigma_y \varepsilon_F}$	Acier 4340	[84]
$C(P + Q\bar{\sigma}) \Delta \sigma^m a$	plusieurs métaux	[5]	$\frac{C(\Delta K - \Delta K_{th})^m K_{\max}}{K_C - K_{\max}}$		[12]
$C \sigma \sqrt{a} (1 - R)^m$	alliages aluminium	[A 21]	$\left(\frac{\Delta K}{E} \right)^2$		[A 6-A 4]
$\left\{ \frac{\sigma \sqrt{a}}{\left[\left(\frac{\sigma_y + \sigma_u}{2} \right) \varepsilon_u \sigma_y^2 E \right]^{1/4}} \right\}^m$	issu du modèle de Weertman	[A 14]	$\frac{C}{E} (\Delta K^2 - \Delta K_{th}^2)$		[A 22]
$\frac{C \sigma^4 a^2}{\left(\frac{\sigma_y + \sigma_u}{2} \right) \varepsilon_u \sigma_y^2 E}$	(cuivre)	[A 5]			
$C \sigma^m a$		[A 15]			
$C \frac{\sigma^2 a}{\sigma_y - \sigma}$		[A 7]			

Lois da/dN =	Remarques	Réf.	Lois da/dN =	Remarques	Réf.
<i>Classe II (suite)</i>			<i>Classe III</i>		
$C \frac{\Delta K^m}{E_n}$ avec $m \propto \frac{1}{E \sigma_y^n}$	(plusieurs métaux)	[66]	$\frac{C \cdot \Delta K^m}{(1 - R) K_C - \Delta K}$	(aluminium, aciers hautes résistances)	[6]
$C \Delta K^3$	(acier bas et moyen carbone)	[A 33]	$C \left(\frac{\Delta K}{1 - R} \right)^3 \exp(-BR)$		[4]
$C(\Delta K^m - \Delta K_{th}^m)$	(acier au carbone)	[A 1]	$C(1 + \beta)^n \Delta K^m$	$\beta = \frac{1 + R}{1 - R}$	[A 48]
$C \left(\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_C - K_{\max}} \right)^m$		[A 34]	$\frac{C(1 + \beta) \Delta K^3}{K_C - (1 + \beta) \Delta K}$		[A 49]
$10^{-4} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_C} \right)^m$		[A 15]	$\frac{C \cdot \Delta K^m}{\sqrt{(1 - R) K_C - \Delta K}}$		[11]
$C \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^{3.5}$	(aluminium)	[A 9]	$\frac{C \cdot \Delta K^m}{(1 - R) (K_C - K_{\max})}$		[A 2]
$C \left(\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_C - K_{\max}} \right)^m$		[14]	$\left(\frac{A}{B - R} \right) \Delta K^m$	(Ti-6Al-4V)	[A 39]
$\frac{C \Delta K^m K_{\max}}{K_C - K_{\max}}$		[A 19]	$C(\Delta K - \Delta K_{th})^m$	(acier haute résistance)	[A 42]
$CK_{\max}^m \left(\frac{K_{\max} - \Delta K_{th}}{K_{\max}} \right)^n \left(\frac{K_{\max}}{K_C - K_{\max}} \right)^m$	cycle au hasard	[A 19]	$\frac{C \Delta K^m}{(1 - R) K_C - \Delta K} N_2$		[A 58]
$C \left(\frac{\omega}{\sigma_p - \sigma} \right) \Delta K^m$	effet surcharge	[A 10- A 44]	$\frac{C \Delta K^h}{(K_C/K_{\max} - 1)^{N_1}} \cdot \left(\frac{K_{\max}}{\Delta K_{th}} - 1 \right)^{N_2}$		[A 59]
$\frac{(\Delta K - \Delta K_{th})^n}{K_C - \Delta K}$	(R = 0, aluminium)	[A 43]			
$\frac{C}{\sigma_y E} [\Delta K - \Delta K_{th}]^2 \left[1 + \frac{\Delta K}{K_{IC} - K_{\max}} \right]$		[50]	$\frac{C \Delta K_{eff}^2}{\sigma_y E}; \Delta K_{eff} = \frac{\Delta K}{(1 - R)^m}$	(m = 0,2, super-alliage)	[A 45]

Lois phénoménologiques

Lois da/dN =	Remarques	Réf.	Lois da/dN =	Remarques	Réf.
<p><i>Classe III (suite)</i></p> $\frac{C(\Delta K^m - \Delta K_{th}^m)}{(1-R)^7}$ $(\Delta K - \Delta K_{th})^2 \frac{C \Delta K^N}{(1-R) K_c - \Delta K}$ $C \Delta K^N \frac{(K_{max} - K_{th})^{N_2}}{\Delta K_{th}^{N_2} K_c^{N_2}} K_{max}^{N_2} \left(\frac{K_c}{K_c - K_{max}} \right)^{N_2}$	acier	[A 38] [A 61] [A 62]	<p><i>Classe V (suite)</i></p> $f_{(z)} = \text{polynôme qui dépend environnement}$ $C_1 \exp \left[C_2 \operatorname{th}^{-1} \left\{ \frac{\ln \left[\frac{\Delta K^2}{(1-R) K_c \Delta K_{th}} \right]}{\ln \left[\frac{(1-R) K_c}{\Delta K_{th}} \right]} \right\} \right]$		[A 18] [A 60]
<p><i>Classe IV</i></p> $C \Delta \sigma^3 \bar{\sigma} a$ $C(R) \Delta K^m a^p$		[A 27] [A 17]	<p><i>Classe VI</i></p> $C \exp - \frac{Q(\Delta K)}{RT}$ $C \Delta K^{(1/(mT))(2n'/(n+1))}$	effet température (acier) modèle dislocation	[A 45] [A 46] [A 53]
<p><i>Classe V</i></p> $B \exp \left[- \operatorname{Arctg} \pi \frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_{IC} - \Delta K_{th}} \right]$ $\ln [C_1 + C_2 \operatorname{Arctg} \Phi_{eff}] \text{ avec } \Phi_{eff} = \frac{\ln (K_c \Delta K_{th} / K_{eff}^2)}{\ln (\Delta K_{th} / K_c)}$ <p>et</p> $K_{eff} = K_{max} (1 - R)^m$ $\exp [C_1 \operatorname{sh} (C_2 \ln \Delta K + C_3) + C_4] \text{ intègre effet } T, f, R$ $C \left\{ f_{(z)} \left[1 - \frac{\Delta K_{th}}{K_{max}} \right]^n \left(\frac{K_{max}}{K_{th}} \right) \right\}^m$		[68] [A 16] [A 46]	<p><i>Classe VII</i></p> $\frac{C \Delta K^4}{\sigma_c^2 K_{IC}}$ $\frac{C \Delta K^4}{\sigma_y^2 (K_{IC}^2 - K_{max}^2)}$ $\frac{C \Delta \sigma^{(2n'+1)/n'} a}{k_2^{1/n'} \sigma_y^2}$ $C \left[\frac{\Delta K}{\mu \sqrt{x}} \right]^{(p+1)^2/(p+2)}$	x = distance moyenne où est appliquée la contrainte	[30] [31] [32] [40]

Lois de $dN =$	Remarques	Réf.	Lois de $dN =$	Remarques	Réf.
<p><i>Classe VII (suite)</i></p> $\left[\frac{\Delta K}{\sqrt{\pi} \sigma_y} \right]^{2n/(p+1)^2(1+n)(p+2)}$ $C \left[\frac{\Delta K^4}{\sigma_y^2 (K_{IC}^2 - K_{max}^2)} \right]^m$ $C \left[\frac{(\Delta K - \Delta K_{th})^4}{\sigma_y^2 (K_{IC}^2 - K_{max}^2)} \right]^m$ $C \left[\frac{\Delta K^4}{\sigma_y^2 K_{IC}^2} \right]^n$ $\frac{(1-\nu) \Delta K^2}{4 G \sigma_y}$	<p>(acier haut carbone) modification de [31]</p> <p>modification de [A 36]</p> <p>modification [30]</p>	<p>[42]</p> <p>[A 36]</p> <p>[A 37]</p> <p>[A 35]</p> <p>[45]</p>	<p><i>Classe IX (suite)</i></p> $a \left(\frac{\sigma}{0,1 E} \right)^2 - \frac{\rho_f}{2}$ $\frac{2 - \varepsilon_f}{2 \pi \sigma_y \varepsilon_f} \cdot \frac{\Delta K^2}{E}$ $\frac{1}{\pi \sigma_y \varepsilon_f} \cdot \frac{\Delta K^2}{E} - a_0 \ln \left[\frac{2}{2 - (1-R)^2} \right]$ $C \left(\frac{\Delta \sigma \sqrt{a}}{\sigma_y - \Delta \sigma} \right)$ $\frac{\Delta \sigma \Delta K^2}{2 \pi E^2 \sigma_y} \left[\ln \frac{4 E}{\Delta \sigma} - 1 \right]^2$ $C \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^2$ $\frac{C \Delta K^4}{1 - \left(\frac{K_{max}}{K_c} \right)^2}$ $\frac{C(1-\nu^2) \Delta K^2}{\varepsilon_f \sigma_y E}$ $\frac{C \Delta K^m}{\rho E^2 \sigma_y^2 \varepsilon_f^2}$ $\frac{C \Delta K^m}{E^2 \sigma_y^2 \varepsilon_f^2}$	<p>ρ_f = dimension de la zone d'activité (« process zone »)</p> <p>[51]</p> <p>[53]</p> <p>[53]</p> <p>[A 55]</p> <p>[49]</p> <p>[49]</p> <p>[A 52]</p> <p>[A 45]</p> <p>ρ = longueur de la zone où est défini le critère de rupture</p> <p>[A 14]</p> <p>[A 13]</p>	<p>[48]</p> <p>[A 56]</p>
<p><i>Classe VIII</i></p> $\frac{C \Delta K^2}{E \sigma_y}$ $\frac{(1-2\nu)^2}{4 \pi (1+n) \sigma_y^2} \left[\frac{2 \sigma_y}{\varepsilon_f E} \right]^{1+n} \Delta K^2$	Rupture dans la zone de déformation logarithmique	<p>[47]</p> <p>[A 47]</p> <p>[A 11]</p> <p>[71]</p>	<p><i>Classe IX</i></p> $C \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^2$		[48]

Lois phénoménologiques

Lois de $dN =$	Remarques	Réf.	Lois de $dN =$	Remarques	Réf.
<p><i>Classe X</i></p> $C \left\{ \frac{2}{\varepsilon_f E (K_c - K_{max})} \left[1 - \frac{\Delta K}{K_c} \right] \right\}^{1/2} \Delta K^{2/3}$ $C \left(\frac{\sigma_y}{\varepsilon_f} \right)^2 \left(\frac{\Delta K}{\sigma_y} \right)^4$ $\left(\frac{C}{E \sigma_y \varepsilon_f} \right)^{1/2} \frac{1}{l^{1/2} - 1} \Delta K^{2/3}$ $\frac{C \Delta K^4}{\varepsilon_f E^2 \sigma_y^2 \rho^2}$	<p>l = dimension des cellules de dislocations</p> <p>ρ = longueur de la zone où agit la contrainte</p>	<p>[57]</p> <p>[58]</p> <p>[59]</p> <p>[104]</p>	<p><i>Classe XI</i></p> $\frac{C}{k_c^{1/n} \cdot \sigma_y^{1+n}} f \left(\frac{\sigma}{W}, n' \right) \Delta K^{1+n'-1/n'}$ $\frac{C}{\sigma_y^2} \left[\frac{\sigma_y}{E \varepsilon_f} \right]^{1+n} (\Delta K - \Delta K_{th})^2 \frac{K_c}{K - K_{max}}$ $C f(\theta) \Delta K^2$ $C \frac{\Delta K^2 (\Delta K^2 - \Delta K_{th}^2)}{K_{IC}^2 - 1}$ $\frac{5 \pi (1-\nu^2)}{96 \sigma_y^2 W^* E} \Delta K^4$ $\frac{C \Delta K^4}{G U_0 \sigma^2}$	<p>W^* val. critique de l'énergie de déformation plastique</p> <p>U_0 = énergie de surface</p>	<p>[60]</p> <p>[62]</p> <p>[63]</p> <p>[64]</p> <p>[A 57]</p>

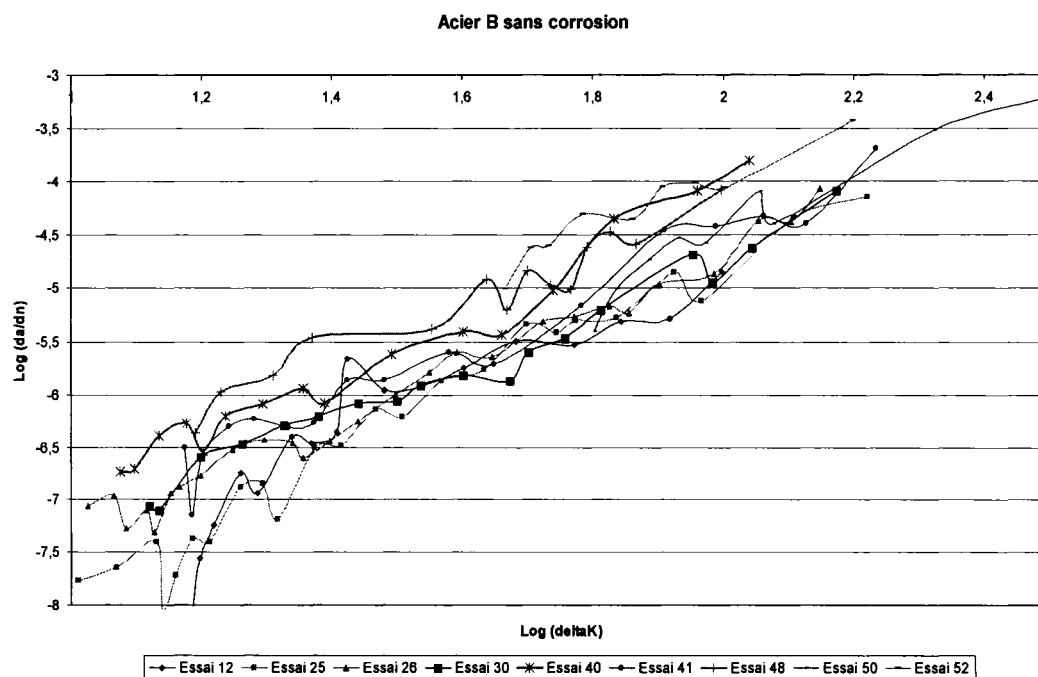
ANNEXE 11

LOI DE VITESSE DE PROPAGATION : ENSEMBLE DES RÉSULTATS

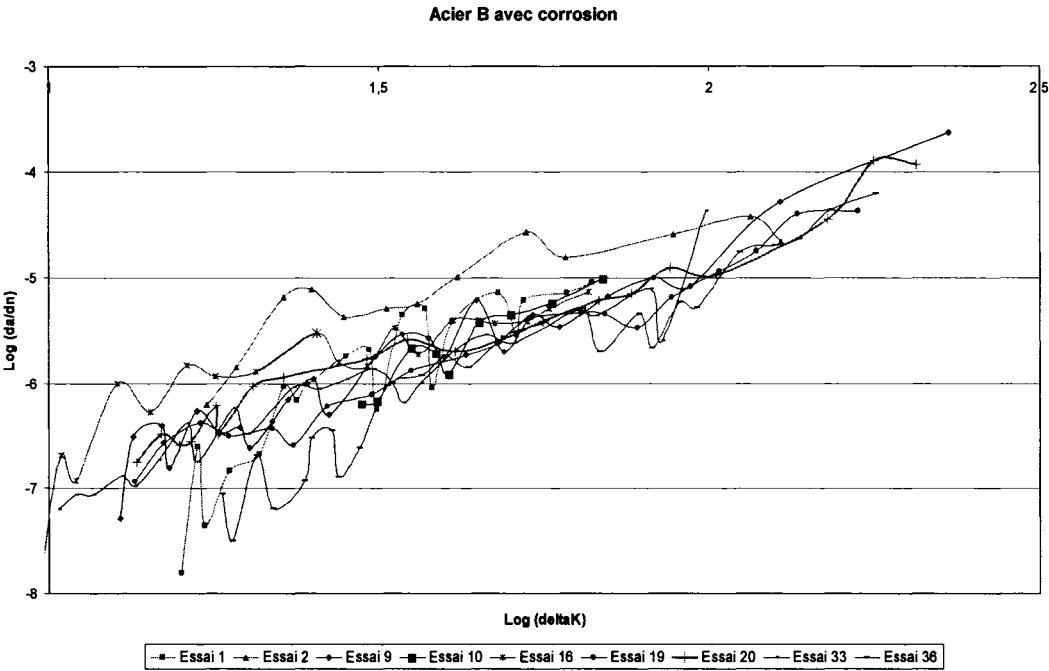
N° de l'essai	Acier	masse (kg)	Contrainte (Mpa)	corrosion !?	Nb Cycles
1	B	28	240,6	oui	164191
2	B	28	240,6	oui	91631
3	A	28	240,6	oui	373324
4	W	28	240,6	oui	174921
5	W	28	240,6	oui	193338
6	A	28	240,6	oui	248598
7	A	28	240,6	oui	125673
8	W	28	240,6	oui	394027
9	B	28	240,6	oui	62298
10	B	28	240,6	oui	110900
11	W	28	240,6	oui	208205
12	B	30	257,8	non	67360
13	W	30	257,8	oui	188524
14	A	30	257,8	oui	135915
15	A	30	257,8	oui	133750
16	B	30	257,8	oui	35485
17	A	30	257,8	oui	130448
18	W	30	257,8	oui	130200
19	B	30	257,8	oui	27745
20	B	30	257,8	oui	21305
21	A	30	257,8	oui	83075
22	W	30	257,8	oui	139355
23	W	30	257,8	oui	56565
24	(A)	33	283	non	695325
25	B	33	283	non	48293
26	B	33	283	non	19125
27	W	33	283	non	336755
28	W	33	283	non	261330
29	W	33	283	non	201510
30	B	33	283	non	17065
31	A	33	283	oui	100908
32	A	33	283	oui	90093
33	B	33	283	oui	19105
34	A	33	283	oui	109450
35	A	33	283	oui	214350
36	B	33	283	oui	10945
37	W	33	283	oui	36810
38	W	33	283	oui	29810

39	A	33	283	oui	65910
40	B	37	318	non	4925
41	B	37	318	non	4885
42	A	37	318	non	114085
43	W	37	318	non	45070
44	W	37	318	non	75350
45	W	37	318	non	58230
46	A	37	318	non	57560
47	W	47	404	non	7940
48	B	47	404	non	2772
49	A	47	404	non	14555
50	B	47	404	non	2330
51	W	47	404	non	6840
52	B	47	404	non	1635
53	A	47	404	non	20010
54	W	47	404	non	9155
55	A	60	515	non	4810
56	B	60	515	non	550

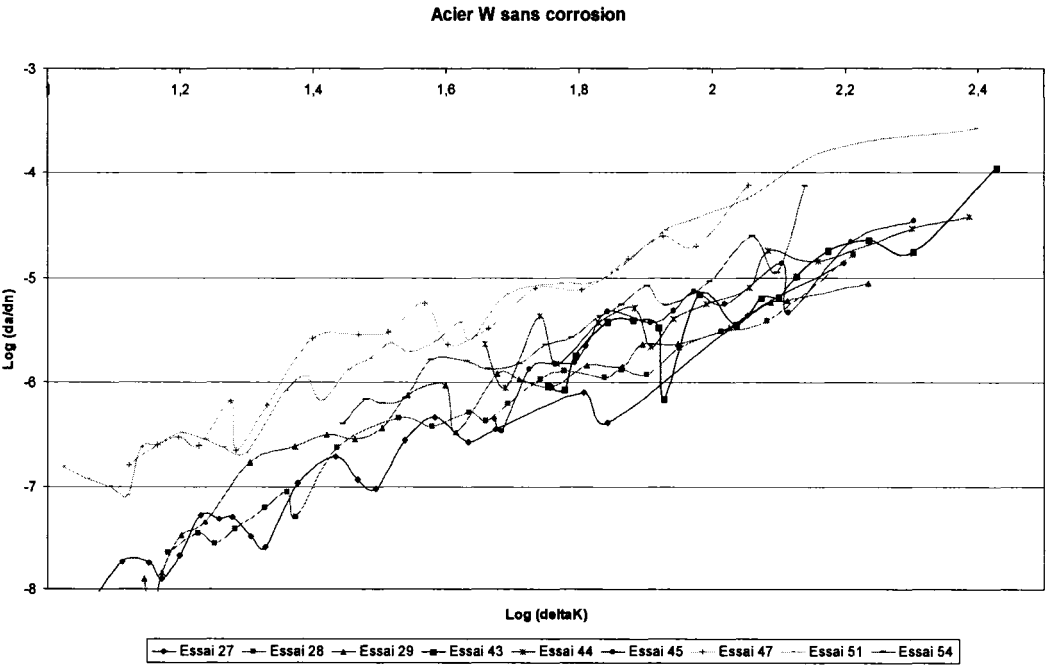
Index des essais réalisés



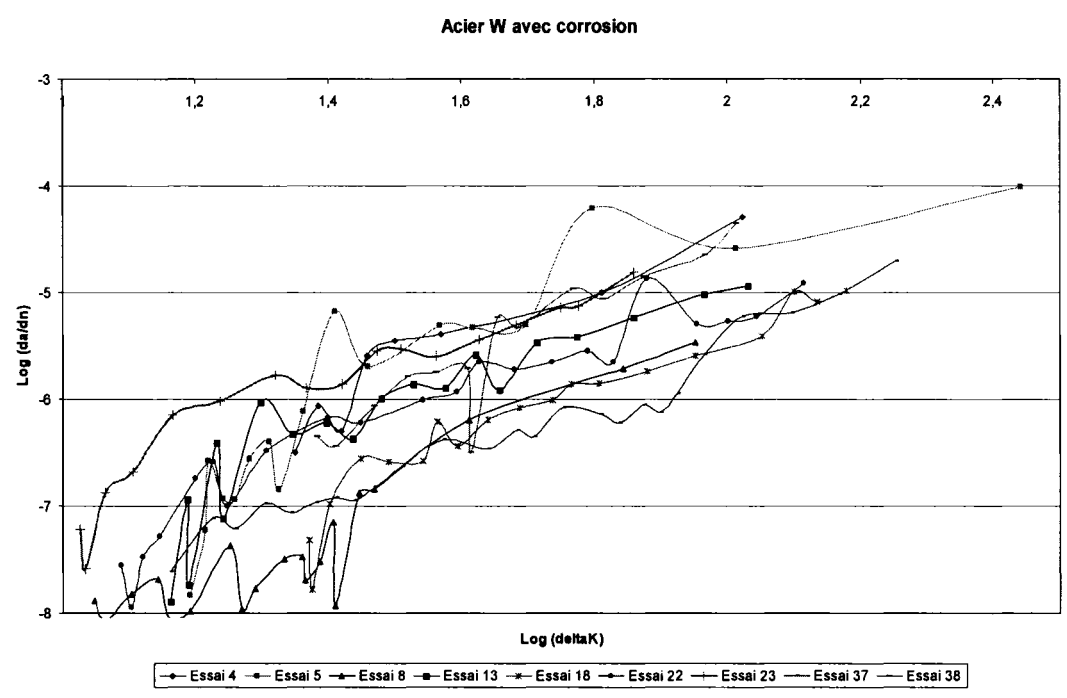
Acier B Sans Corrosion



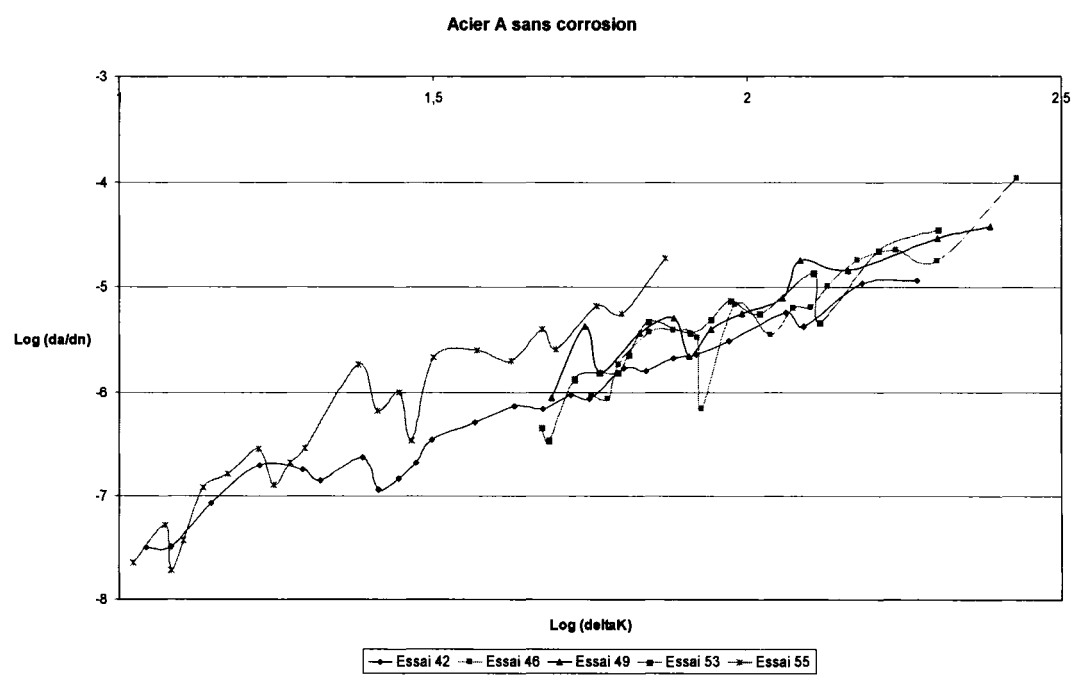
Acier B Avec Corrosion



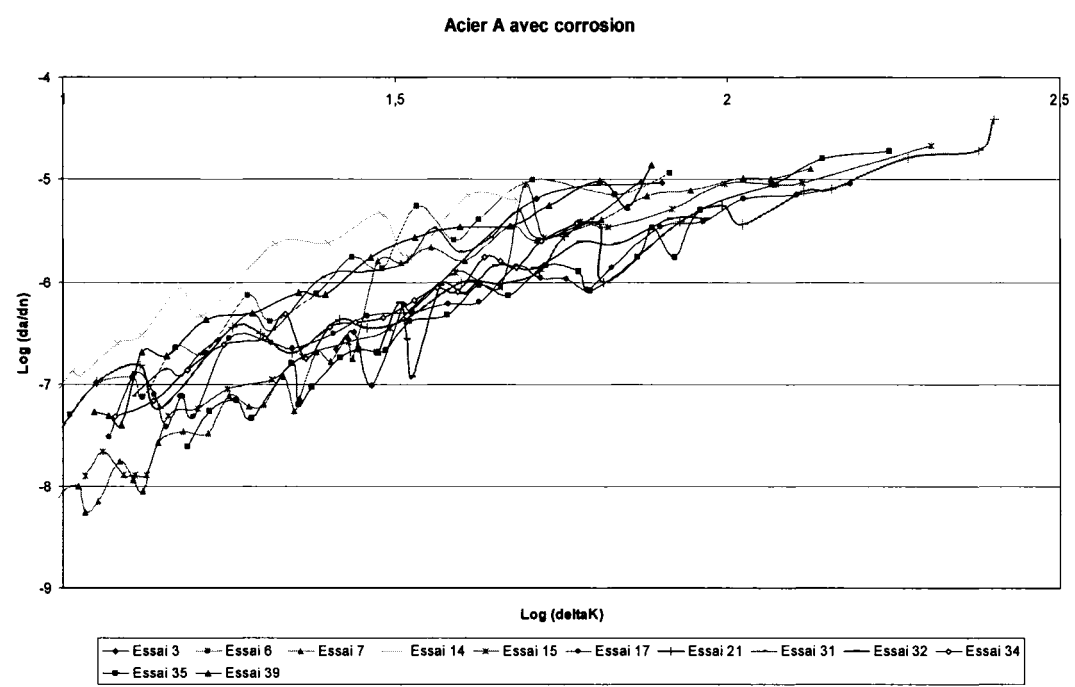
Acier W Sans Corrosion



Acier W Avec Corrosion



Acier A Sans Corrosion



Acier A Avec Corrosion

BIBLIOGRAPHIE

- [1] Masounave J., Lafontaine M. (1998). *Comportement à la rupture et en fatigue de l'acier du pont de Bécancour*, rapport technique.
- [2] Lieurade H.P. (1991). *Rupture par fatigue des aciers*. Ed. Institut de Recherches de la Sidérurgie Française, collection IRSID-OTUA.
- [3] Cazaud R. (1969). *Fatigue des métaux*, Dunod.
- [4] Paris, P.C. *Fracture mechanics and fatigue : a historical perspective*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Volume 21 Page 535, 1998.
- [5] Tada H., Paris P. C., Irwin G. R. (2000). *The stress analysis handbook*, American Society of Mechanical Engineers, 3rd ed.
- [6] Lieurade H.P. et la commission fatigue des métaux de la SFM. (1982). *La pratique des essais de fatigue*, PYC Edition. Paris.
- [7] G.T. Hahn, Met Trans 3, p. 1192, 1972.
- [8] J.M. Barsom, S. Rolfe. (1987). *Fracture and fatigue control in structures*, 2nd Ed. Prentice-Hall.
- [9] Bathias C., Bailon J.P. , Masounave J. (1980). *Fatigue des matériaux et des structures*, Presses de l'Université de Montréal.
- [10] Bathias C., Paris P. C. (2005). *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*, Ed. Mechanical Engineering.
- [11] M. de Freitas, D. François, *Analysis of fatigue crack growth in rotary bend specimens and railway axles*, Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol 18, N° 2, pp. 171-178, 1995.
- [12] F. Hourlier, A. Pineau, *Fissuration par fatigue sous sollicitations polymodales (mode I ondulé + mode III permanent) d'un acier pour rotors 26 NCDV 14*, Mémoires Scientifique Revue Métallurgie, pp. 175-185, 1979.

- [13] D.O. Harris, *Stress intensity factors for hollow circumferential notched round bars*, Journal Basic Engineering Translation ASME, vol. 88, pp. 49-54, 1967.
- [14] E. K. Tschegg, S.E. Stranzl, *Fatigue crack propagation measurements under rotating bending loading*, Procedure Fourth International Conference Fatigue and Fatigue Thresholds, Fatigue 90, Vol. II, pp. 1217-1222, 1990.
- [15] I.S. Raju, J.C. Newman, *Stress intensity factors for circumferential surface cracks in pipes and rods under tension and bending loads*, ASTM STP 905, pp. 789-805, 1986.
- [16] M. Shiratori, T. Miyoshi, Y. Sakai, and G.R. Zhang, *Analysis and application of influence coefficients for round bar with a semi-elliptical surface crack*. In: *Handbook of Stress Intensity Factors*, Vol. II, pp. 659-665, 1987.
- [17] O. Vosikovsky, *The effect of stress ratio on fatigue crack growth rates in steels*, Engenering Fracture Mechanics, Vol. 11, pp. 585-602, 1979.
- [18] W. Elber, *Fatigue crack closure under cyclic tension*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 2, pp. 37-45, 1970.
- [19] W. Elber, *The significance of fatigue crack closure*, *Damage Tolerance in Aircraft Structures*, ASTM STP 486, American Society for Testing and Materials, pp. 230-242, 1971.
- [20] G. S. Booth, S. J. Maddox, *Correlation of fatigue crack growth data obtained at different stress ration*, Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, J.C. Newman, Jr and W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, pp. 516-527, 1988.
- [21] J.M. Bloom, *An approach to account for negative R-ratio effects in fatigue crack growth calculations for pressure vessels based on crack closure concepts*, Journal of Pressure Vessel Technology, Transactions of ASME, Vol 116, pp. 30-35, 1994.
- [22] D. P. Jones, R. G. Hoppe, J. L. Hechmer, B. A. James, *An experimental study on the effects of compressive stress on fatigue crack growth of low-alloy steel*, Journal of Pressure Vessel Technology, Transactions of ASME, Vol 116, pp. 317-323, 1994.

- [23] O. Vosikkovsky, *Frequency stress ratio and potential effects on fatigue crack growth of HY 130 steel in salt water*, Journal Testing and Evaluation, Vol. 6, pp. 175-182, 1977.
- [24] F.F.J. Romeiro, C.A. Domingos, M.J.M. Freitas, *Measurement of fatigue crack closure for negative stress ratio, advances in fatigue crack closure measurement and analysis*, ASTM, STP 1343, pp. 321-336, 1997.
- [25] S. Dinda, D. Kujawski, *Correlation and prediction of fatigue crack growth for different R ratios using K_{max} and ΔK parameters*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 71, pp. 1779-1790, 2004.
- [26] S. Dinda, *Correlation and prediction of fatigue crack growth rate for different R-ratios*, MS Thesis, Departement of Mechanical and Aeronautical Engineering, Western Michigan University, Kalamazoo, Michigan, 2002.
- [27] F.S. Silva, *Crack closure inadequacy at negative stress ratio*, International Journal of Fatigue, 26, pp. 241-252, 2004.
- [28] S. Pommier, *Plane strain crack closure and cyclic hardening*, Engineering Fracture Mechanical, Vol. 69, pp. 25-44, 2002.
- [29] S. Pommier, C. Prioul, P. Bompard, *Influence of negative R ratio on the creep fatigue behaviour of the N18 nickel base superalloy*, Fatigue Fracture Engineering and Materials Structures, Vol. 20, pp. 93-107, 1997.
- [30] F.S. Silva, *The importance of compressive stresses on fatigue crack propagation rate*, International Journal of Fatigue, 27, pp. 1441-1452, 2005.
- [31] A.J. Tack, C.J. Beevers, *The influence of compressive loading on fatigue crack propagation in three aerospace bearing steels*, 4th International conference on fatigue and fatigue thresholds, UK : MPCE Ltd; Honolulu, pp. 1179-1184, 1990.
- [32] C.J. Beevers, K. Bell, R.L. Carlson, E.A. Starke, *A model for fatigue crack closure*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 19, No. 1, pp. 93-100, 1984.
- [33] S. Pommier, *Cyclic plasticity and variable amplitude fatigue*, International Journal of Fatigue, Vol. 25, pp. 241-252, 2003.
- [34] Yates, J.R., Ho, K. F., Goldthorpe, M. R., *Mixed mode stress intensity calibrations for an angled crack bend specimen*, Journal of Testing and Evaluation, vol. 24, p 341, 1995.

- [35] Yates, J.R., Mohammed, R. A., *The determination of crack propagation rates under mixed mode (I+III) loading*, International Journal of Fatigue, vol. 18, No. 3, pp. 197-203, 1996.
- [36] V. Lazarus, J-B. Leblond – *Crack paths under mixed mode (I + III) or (I + II + III) loadings*, C.R. Acad. Sci. Paris, t. 326, Série II b, p.171-177, 1998.
- [37] V. Lazarus, J-B. Leblond, *Three-dimensional crack-face weight functions for the semi-infinite interface crack part I : variation of the stress intensity factors due to some small perturbation of the crack front*, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 46, NO. 3, pp. 489-511, 1998.
- [38] V. Lazarus, J-B. Leblond, *Three-dimensional crack-face weight functions for the semi-infinite interface crack part II : integrodifferential equations on the weight functions and resolution*, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 46, NO. 3, pp. 513-536, 1998.
- [39] V. Lazarus, J-B. Leblond, S-E Mouschref – *Crack front rotation and segmentation in mixed mode I + III or I + II + III. Part I : Calculation of stress intensity factor*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 49, pp. 1399-1420, 2001.
- [40] V. Lazarus, J-B. Leblond, S-E Mouschref – *Crack front rotation and segmentation in mixed mode I + III or I + II + III. Part II : Comparison with experiments*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 49, pp.1421-1443, 2001.
- [41] L.P. Pook, *The fatigue crack direction and threshold behavior of mild steel under mixed mode I and III loading*, Int. J. Fatigue 7 n°1 pp. 21-30, 1985.
- [42] Dorlot J-M., Baïlon J-P., Masounave J. (1986). *Des Matériaux*, deuxième édition revue et augmentée, éditions de l'école polytechnique de Montréal.
- [43] *Atlas of fatigue curves*, ed. Howard E. Boyer, ASM, 1986.
- [44] *Atlas of stress-corrosion and corrosion fatigue curves*, ed. A.J. McEvily, Jr, ASM, 1990.

- [45] L.A. James, *The fatigue-crack propagation behavior of ASTM A533-B steel tested in vacuo at LWR operating temperatures*, Nuclear Engineering and Design, Vol. 105, pp. 243-253, 1988.
- [46] Hertzberg R. W. (1996). *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*, fourth edition, John Wiley and Sons Inc.
- [47] M. Fonte, F. Romeiro, M. de Freitas, S.E. Stranzl-Tschegg, E.K. Tschegg, A.K. Vasudevan, *The effect of microstructure and environment on fatigue crack growth in 7049 aluminium alloy at negative stress ratios*, International Journal of Fatigue, Vol. 25, pp. 1209-1216, 2003.
- [48] T.H. Topper, P. Au, *The effects of stress ratio, compressive load and underload on the threshold behavior of a 2024-T351 alloy*. 2nd International conference on fatigue and fatigue thresholds, UK; Birmingham, pp. 179-190, 1984.
- [49] I.M. Robertson, *Measurement of effects of stress ratio and changes of stress ratio on fatigue crack growth rate in quench and tempered steel*, Journal of Fatigue, Vol. 16, pp. 216-220, 1994.
- [50] J. Zheng, B.E. Powell, *Effect of stress ratio and test methods on fatigue crack growth rate for nickel based super alloy Udimet 720*, International Journal of Fatigue, Vol. 21, pp. 507-513, 1999.
- [51] Hasebene N., Kuntada Y., *Calculation of stress intensity factor from stress concentration factor*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 10, N° 2, pp. 215-221, 1978.